



UNIVERSIDAD DE ORIENTE
NÚCLEO DE SUCRE
ESCUELA DE CIENCIAS
DEPARTAMENTO DE QUÍMICA

MICROMECHANISMOS ASOCIADOS CON PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE
EN EL PROCESO DE INCUBACIÓN E INICIACIÓN DE LA CORROSIÓN POR
PICADURA EN LA ALEACIÓN COMERCIAL DE ALUMINIO CVG-ALCASA

3003

(Modalidad: Investigación)

EDGAR JOSÉ RAMÍREZ FIGUERA

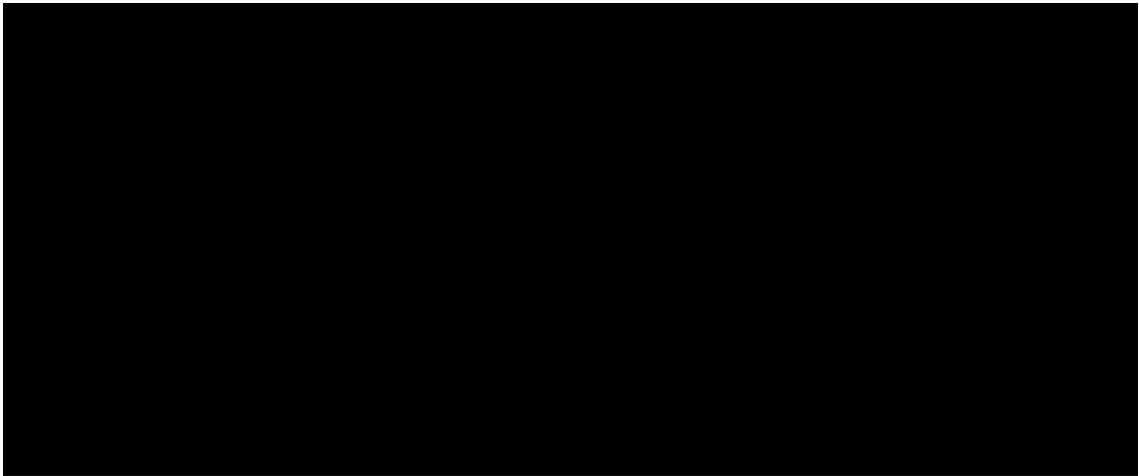
TRABAJO DE GRADO PRESENTADO COMO REQUISITO PARCIAL PARA
OPTAR AL TÍTULO DE LICENCIADO EN QUÍMICA

CUMANÁ, 2008

MICROMECHANISMOS ASOCIADOS CON PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE
EN EL PROCESO DE INCUBACIÓN E INICIACIÓN DE LA CORROSIÓN POR
PICADURA EN LA ALEACIÓN COMERCIAL DE ALUMINIO CVG-ALCASA

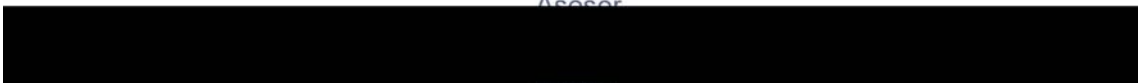
3003

APROBADO POR:



Dr. Benjamín Hidalgo-Prada

Asesor



Asesor

M. Sc. Francisco Pérez

Co- asesor

INDICE

INDICE	iii
DEDICATORIA	i
AGRADECIMIENTO	iii
LISTA DE TABLAS	iv
LISTA DE FIGURAS	v
LISTAS DE ABREVIATURAS	vii
RESUMEN.....	viii
INTRODUCCIÓN	1
EL ALUMINIO.....	4
Aleaciones de aluminio	5
Aplicación del aluminio y sus aleaciones	6
El aluminio y sus aleaciones frente la corrosión.....	7
ALEACIÓN DE ALUMINIO AA3003	8
Propiedades	10
FUNDAMENTOS DE LA CORROSIÓN.....	11
Corrosión.....	11
Tipos de Corrosión.....	13
Corrosión uniforme	13
Corrosión galvánica	14
Corrosión por picaduras	14
Corrosión intergranula	14
Corrosión por esfuerzo.....	14
CORROSIÓN POR PICADURA	14
Mecanismos de la corrosión por picadura.....	15

Crecimiento de la picadura.....	15
Iniciación de la picadura.	16
MECANISMOS DE INICIACIÓN DE LA CORROSIÓN POR PICADURA	17
Teoría del defecto.....	17
Disolución por iones cloruros	17
Penetración de la película de óxido por iones cloruros.....	18
Celdas locales o micropilas galvánicas.	18
Teoría de la tensión.	18
Teoría de la vacancia.....	19
Teoría de la ruptura y reparación.	19
POTENCIOSTATO	19
Electrodo de trabajo	20
Electrodo de referencia	21
Electrodo auxiliar o contra electrodo:	21
ESTUDIO DE LA CINÉTICA DE LA CORROSIÓN MEDIANTE CURVAS DE POLARIZACIÓN	21
La densidad de corriente de intercambio y de corriente de corrosión.....	21
Polarización. La alteración del equilibrio.	23
Las Curvas de Polarización. Parámetros electroquímicos.	24
MÉTODOS DE POLARIZACIÓN	25
Métodos potencioestático y potenciodinámico.....	25
Métodos galvanostático y galvanodinámico	25
La Ecuación De Tafel.....	26
Cálculo de las rapidezces de corrosión a partir de datos de polarización.....	28
MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO	29
MICROANÁLISIS DE RAYOS-X - ESPECTROSCOPIA DE RAYOS-X POR DISPERSIÓN DE ENERGÍA.....	31
METODOLOGÍA	33
MUESTREO	33

ANÁLISIS QUÍMICO	33
TRATAMIENTO TÉRMICO	33
METALOGRAFÍA CUANTITATIVA PARA LA DETERMINACIÓN DE LA FRACCIÓN DE α	34
PREPARACIÓN DE LOS ELECTRODOS PARA LA OBTENCIÓN DE LAS MEDIDAS ELECTROQUÍMICAS.....	35
ENSAYOS ELECTROQUÍMICOS.....	36
Medidas de polarización anódica.....	36
Medidas Potenciostáticas	36
Medidas de Potencial a circuito abierto	37
Preparación de muestras sin corroer y corroídas para el análisis por microscopía electrónica de barrido y microanálisis de rayos-X.....	38
RESULTADOS Y DISCUSIÓN	39
COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA3003	39
CARACTERIZACIÓN DE LA ALEACIÓN AL-MN.....	40
MICROANÁLISIS POR MEB.....	40
MICROANÁLISIS POR EDS	42
FRACCIÓN TRANSFORMADA DE $\beta \rightarrow \alpha$	46
ESTUDIOS ELECTROQUÍMICOS.....	48
Potencial a circuito abierto.....	48
Estudio de polarización potenciodinámica.....	50
Estudios potenciostáticos	54
ESTUDIO MORFOLÓGICO DE LAS MUESTRAS LUEGO DE SER ATACADAS ELECTROQUÍMICAMENTE.....	56
ESTUDIO DEL PROCESO DE INICIACIÓN DE LA CORROSIÓN POR PICADURA ASOCIADO CON PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE	58
ANÁLISIS DEL MICROMECANISMO DE LA INCUBACIÓN E INICIACIÓN DE LA CORROSIÓN POR PICADURA.....	63

CONCLUSIONES	68
RECOMENDACIONES	70
BIBLIOGRAFÍA	72
GLOSARIO	75
APÉNDICE	77

DEDICATORIA

Quiero dedicarle este trabajo:

A Dios.

Por permitirme llegar a este momento tan especial en mi vida. Por los triunfos y los momentos difíciles que me han enseñado a valorarte cada día más.

A ti Madre Y Padre

Por haberme educado y soportado todos mis errores. Gracias a sus consejos, por el amor que siempre me han brindado, por cultivar e inculcar ese sabio don de la responsabilidad.

¡¡¡Gracias por darme la vida!!!

¡¡¡Los quiero mucho!!!

A mis 16 Hermanos

Luisa, Sonia, Adelaida, Eugenio, Alexander, Yilda, Laura, Roger, Jorge, Cliber, Lisneidis, Juana, Frander, Diógenes, María Eugenia y María Emilia, por que siempre he contado con ellos para todo, gracias a la confianza que siempre nos hemos tenido; por el apoyo y amistad.

A mi novia.

Anmar A. Suárez G. Gracias por estar ahí siempre que la he necesitado y por haberme acompañado y comprendido en los momentos más difíciles

A mis amigos.

Que gracias al equipo que formamos logramos llegar hasta el final del camino y que hasta el momento, seguimos siendo amigos: Roxana Serrano, Alexander García, Iliana Jiménez, Amarilys González, Luís Díaz, Ana Salazar, Wilman Marchan, Arturo Denjoy, Pedro Pereda, Daniel Contreras, Milagro Trujillo y a los que en este momento se escapan de mi mente.

¡¡¡Gracias a todos!!!

AGRADECIMIENTO

Agradezco a DIOS creador del universo, que me dio y me seguirá dando fortaleza para seguir adelante todos los días.

Agradezco a mi familia que siempre esta presente con mis ideas, y jugó un papel muy importante en la toma de decisiones, su apoyo fue de suma importancia.

Agradezco a mis maestros por su tiempo, por su apoyo así como por la sabiduría que me transmitieron en el desarrollo de mi formación profesional, en especial: al Dr. Benjamín Hidalgo-Prada y a la M.Sc. Solange Paredes por haber guiado el desarrollo de este trabajo y llegar a la culminación del mismo, al M.Sc. Francisco Pérez por su apoyo ofrecido, por su tiempo compartido y por impulsar mis conocimiento en el mundo de las ciencias.

A la Universidad de Oriente – Núcleo de Sucre, al Departamento de Química y en especial al Instituto de Investigaciones en Biomedicinas y Ciencias Aplicada que me dio la oportunidad de formar parte de él.

!!!Gracias!!!

LISTA DE TABLAS

Tabla 1. Parámetros electroquímicos importantes obtenidos de las curvas de polarización.....	24
Tabla 2. Composición química (% en masa) de la aleación de aluminio AA3003 en estudio.....	39
Tabla 3. Composición elemental de algunas de las partículas de segunda fase β -Al-Fe-Mn encontradas en la aleación 3003.....	44
Tabla 4. Composición elemental de algunas de las partículas de segunda fase α -Al-Fe-Mn-Si encontradas en la aleación 3003.....	45
Tabla 5. Fracción transformada a α a la temperatura de 500 °C.....	47
Tabla 6. Parámetros electroquímicos obtenidos de la AA3003 tratada térmicamente a 500 °C durante varios períodos de tiempo y sometida a corrosión acelerada en una solución de NaCl al 5%.....	53
Tabla 7. Composición porcentual atómica de partículas de segunda fase encontradas en la aleación 3003.....	58

LISTA DE FIGURAS

Figura 1. Porción del diagrama de fase del sistema Al-Mn.....	9
Figura 2. Pila electroquímica convencional.....	13
Figura 3. Circuito que simboliza el esquema de un potencióstato.....	20
Figura 4. Curva de polarización potenciodinámica. (a) Metal susceptible a pasivarse. (b) Región activa que representaría el comportamiento de un metal activo.	23
Figura 5. Curva de polarización de la región activa de un metal activo donde se muestra el trazado de las curvas de Tafel, para determinar i_{corr} y calcular las pendientes de Tafel.	27
Figura 6. Diagrama esquemático representando el concepto de microscopía electrónica analítica.....	31
Figura 7. Montaje de los equipos usados en los estudios electroquímicos.....	37
Figura 8. Micrografía por MEB obtenida de la AA3003 mostrando la distribución de partículas de segunda fase a una magnificación de 500x.	40
Figura 9(a-c). Micrografías por MEB obtenidas de muestras de la aleación de aluminio AA3003 a una magnificación de 5000x, mostrando las morfologías de las partículas. ...	42
Figura 10. Espectrograma por EDS de la fase β -Al-Fe-Mn.	43
Figura 11. Espectrograma por EDS de la fase α - Al-Fe-Mn-Si.....	43
Figura 12. Gráfica que ilustra la transformación de fase β a α , a través del tiempo de la AA3003.....	48
Figura 13. Curvas de potencial a circuito abierto para las muestras de la AA3003 tratadas térmicamente a 500 °C a distintos tiempos de exposición.	50
Figura 14. Relación entre el potencial de equilibrio a circuito abierto a las cuatro horas y el tiempo de exposición a 500 °C.....	51
Figura 15. Relación entre el potencial de equilibrio a circuito abierto a las cuatro horas y la fracción de α	51

Figura 16. Curvas potenciodinámicas (curvas de Tafel) de la aleación de aluminio 3003 tratada térmicamente a la temperatura de 500 °C en solución de cloruro de sodio al 5%, por diferentes tiempos, para inducir diferentes fracciones transformadas $\beta \rightarrow \alpha$	52
Figura 17. Relación entre la rapidez de corrosión y la fracción de α	54
Figura 18. Relación del potencial de picadura (E_p) y la fracción de partículas α durante la transformación $\beta \rightarrow \alpha$	55
Figura 19. Micrografías por MEB que muestran el ataque localizado de la corrosión en la aleación 3003.	57
Figura 20. Micrografía por MEB mostrando la participación de las partículas de segunda fase en el proceso de corrosión.	57
Figura 21. Micrografía por MEB de la muestra expuesta por 30 minutos en solución de cloruro de sodio al 5% que muestra la participación de las partículas de segunda fase en el proceso de iniciación de la corrosión por picadura.	58
Figura 22. (a) Micrografía por MEB mostrando el ataque localizado alrededor de partículas α -Al-Fe-Mn-Si y el carácter inerte de β -Al-Fe-Mn, (b) y (c) espectros por EDS adquiridos sobre partículas α -Al-Fe-Mn-Si y β -Al-Fe-Mn respectivamente.	60
Figura 23. (a) Micrografía por MEB y EDS mostrando carácter activo e inerte de las partículas intermetálicas α -Al-Fe-Mn-Si y β - Al-Fe-Mn, (b) y (c) espectros por EDS adquiridos sobre las partículas β - Al-Fe-Mn y α -Al-Fe-Mn-Si.	61
Figura 24. (a) Micrografía por MEB y EDS mostrando carácter activo de las partículas intermetálicas α -Al-Fe-Mn-Si y el caracter inerte de β - Al-Fe-Mn, (b) y (c) espectros por EDS adquiridos sobre las partículas β - Al-Fe-Mn y α -Al-Fe-Mn-Si.	62
Figura 25. (a), (b), (c) y (d) Micrografías por MEB que muestran la participación de las partículas intermetálicas α como centros de nucleación e iniciación del proceso de la corrosión por picadura en la aleación de aluminio 3003.	64
Figura 26. Micromecanismo de microceldas galvánicas del sistema matriz-intermetalico α : a) Disolución localizado de la capa pasiva como proceso determinante de la incubación e iniciación de la corrosión por picadura y b) Formacion y desarrollo de la corrosión por picadura.	65

LISTAS DE ABREVIATURAS

- E-0** = Potencial de la muestra sin tratar térmicamente.
- E-20** = Potencial de la muestra tratadas térmicamente a 500 °C por un periodo de 20 minutos.
- E-40** = Potencial de la muestra tratadas térmicamente a 500 °C por un periodo de 40 minutos
- E-60** = Potencial de la muestra tratadas térmicamente a 500 °C por un periodo de 60 minutos.
- E-90** = Potencial de la muestra tratadas térmicamente a 500 °C por un periodo de 90 minutos.
- E-120** = Muestra tratadas térmicamente a 500 °C por un periodo de 120 minutos
- E-150** = Potencial de la muestra tratadas térmicamente a 500 °C por un periodo de 150 minutos.
- E-180** = Potencial de la muestra tratadas térmicamente a 500 °C por un periodo de 180 minutos.
- E_{corr}** = Potencial de corrosión.
- I_{corr}** = Densidad de corrosión.
- β catódica** = Pendiente de Tafel catódica.
- β anódica** = Pendiente de Tafel anódica.
- V_{corr}** = Rapidez de corrosión.
- E(V)** = Potencial.
- MEB** = Microscopía Electrónica de Barrido.
- EDS** = Microanálisis por espectroscopia de rayos-X por dispersión de energía.
- At%** = Porcentaje atómico.
- AA3003** = Aleación de aluminio 3003.

RESUMEN

En este trabajo se estudió algunos de los micromecanismos asociados con partículas de segunda fase [β -(Al-Fe-Mn) y α -(Al-Fe-Mn-Si)], los cuales dan origen al proceso de incubación, iniciación y desarrollo de la corrosión por picaduras en la aleación comercial de aluminio CVG-ALCASA 3003 laminada en frío, con temple H16. Para el logro de tal objetivo se realizó un análisis morfológico y puntual (Análisis MEB-EDS) de la superficie y de las partículas presentes en la aleación. Estos estudios permitieron corroborar la presencia de los dos tipos de intermetálicos, donde se pudo observar una alta densidad de partículas con diferentes formas y tamaños. Además se modificaron las fracciones de las partículas intermetálicas a través de tratamientos térmicos a 500 °C para distintos tiempos de exposición, confirmándose la variación de la fracción de los dos tipos de partículas, a través de un estudio metalográfico y se realizó estudios electroquímico (medidas de polarización anódica y potencioestática) que demostraron que a medida que aumenta el tiempo de exposición de la AA3003 a esta temperatura, el potencial de picadura y el potencial de corrosión se desplazan a la región más negativa y la rapidez de corrosión aumenta, observándose una gran dependencia de estos parámetros con las fracciones de α encontrada, con lo que se comprueba que la aleación 3003 disminuye su resistencia a la corrosión por picadura, a medida que se incrementa la transformación de fase $\beta \rightarrow \alpha$, lo cual hace suponer que esta transformación aumenta la actividad de la pila galvánica intermetálicos-matriz de aluminio

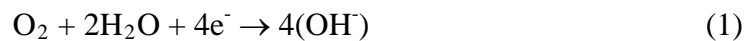
INTRODUCCIÓN

La utilidad industrial del aluminio data de principios del siglo XX. Su desarrollo lo ha situado a la cabeza de los metales no férreos [1]. Las aleaciones de aluminio se usan ampliamente en estructuras donde es importante disminuir la proporción en masa, como en la industria de transporte. El aluminio tiene una protección natural ante la corrosión que es su capa de óxido, pero si ésta es expuesta en ambientes agresivos, puede corroerse [2-4]. Desde el punto de vista termodinámico, el aluminio es activo; sin embargo, la elevada energía libre de formación del óxido de aluminio, junto con las características de la película de óxido formada, permiten a este metal y a sus aleaciones comportarse como un metal noble en industrias tales como construcción, aeroespacial, aeronáutica, etc., y en campos tan difíciles como la desalinización del agua de mar [1,2,4].

La corrosión por picaduras es una forma de corrosión muy localizada [1,4-6], la cual se presenta como un ataque intenso en áreas muy pequeñas, en tanto que el resto del metal permanece pasivo. La rapidez de ataque en la picadura puede ser de 30000 a un millón de veces mayor que en el resto de la superficie [5,6]. Una picadura puede definirse como un caso extremo de ataque localizado, que produce el desarrollo de la aparición de cavidades o agujeros en la superficie del metal. Los agujeros pueden ir de cavidades poco profundas y de diámetro pequeño hasta depresiones relativamente profundas [7-9]. Este fenómeno se manifiesta principalmente en los aceros limpios y las aleaciones de aluminio, sobre todo cuando están expuestas a los iones halógenuros (en general: al ión cloruro) en soluciones. No obstante, otras aleaciones como los aceros inoxidable también son sensibles a la corrosión por picaduras y se sabe que otros ambientes la causan [2,8]. En el aluminio y sus aleaciones, se desarrollan en los sitios en que la película de óxido natural presenta defectos: adelgazamiento, rotura,

lagunas, concentración muy localizada de impurezas o de elementos aleantes. Se ha determinado que estas zonas pueden presentar comportamiento anódico o catódico con respecto a la superficie que la rodea [1,2,4].

Desde un punto de vista electroquímico, el mecanismo de crecimiento de las picaduras de aluminio en medio acuoso salino puede considerarse similar al proceso de corrosión en una hendidura [4,5,10,11]. La superficie expuesta alrededor de la picadura creciente es protegida catódicamente, contribuyendo a la reacción de reducción del oxígeno a ion hidróxido de acuerdo con la siguiente reacción:

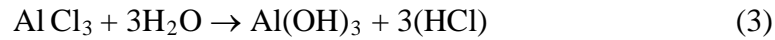


Cuando la zona fuera de la picadura está catódicamente protegida, la región de disolución del metal no puede extenderse lateralmente por la superficie. Además, la superficie catódica que es tan grande, en relación al ánodo fue mantener esta reacción [4,10].

Dentro de la picadura, la cual es considerada un hemisferio pequeño, tiene lugar la reacción de disolución del metal. Ésta es la reacción anódica, que para el aluminio toma la forma:



Sin embargo, es ésta la principal reacción dentro de la picadura, lo cual da como resultado un desequilibrio eléctrico que atrae iones de carga opuesta, normalmente los iones cloruro [4]. La reacción es autocatalítica al ácido clorhídrico, presentando la siguiente reacción:



Al desarrollarse la reacción autocatalítica, disminuye el pH dentro de la picadura, con lo cual la concentración del ión cloruro aumenta [4,10,11].

El mecanismo de crecimiento de las picaduras se entiende muy bien, pero el de su iniciación no. El tiempo de iniciación de la picadura puede ser muy corto (horas o días) o muy largo (meses o años). Pequeños cambios de las condiciones (temperatura, concentración de los agente agresivos) pueden representar la diferencia entre si las picaduras se producen o no [4].

Se han realizado numerosos estudios con respecto a la iniciación y crecimiento de los orificios en la corrosión por picaduras. Los mismos han demostrado la influencia de ciertas partículas de segunda fase en la aparición de la corrosión por picaduras. Por ejemplo: en ciertos tipos de aceros se ha comprobado que las partículas de sulfuro de manganeso (MnS) dan origen a la aparición de la corrosión por picadura [11]. Este estudio y muchos más, han llevado a los científicos a comprender puntos muy importantes de todo este proceso de corrosión [12].

En muchos estudios sobre la corrosión por picaduras en aleaciones del aluminio, se ha observado que su aparición se debe, en gran parte, a la influencia de partículas de segunda fase que presentan un carácter electroquímico distinto a la matriz [13,14]. En las aleaciones de aluminio con alto contenido de impurezas de hierro se forman partículas intermetálicas de segunda fase (FeAl_3) [15]. Estas partículas pueden presentar un comportamiento catódico en relación a la matriz de aluminio en ambientes corrosivos. Por ejemplo, en la AA2024 (Al-Cu), se ha encontrado que partículas de Al-Cu-Fe-Mn actúan como sitios catódicos respecto a la matriz y las de Al_2CuMg como sitios anódicos [10]. En las aleaciones de la serie 3XXX (Al-Mn) se

ha estudiado la presencia de dos tipos de partículas de segunda fase, α -Al(Fe,Mn)Si y β -Al(Fe,Mn) de cuyo carácter electroquímico se conoce poco [16,17].

De acuerdo con los estudios realizados por investigadores, en las aleaciones de la serie 3XXX ocurre la transformación de fase β -Al₆(FeMn) a la fase α -Al₁₂(Fe,Mn)₃Si de manera progresiva al aplicar un tratamiento térmico de recocido a la temperatura 500 °C a diferentes tiempos de exposición. Siendo la fase β metaestable y la fase α estable. La explicación de este fenómeno se ha atribuido a dos factores fundamentales: (a) la rapidez de difusión del Si desde la matriz de aluminio a lo largo del límite entre la fase β y la α , debido al alto coeficiente del Si en el aluminio, el cual es del orden $1,4 \times 10^{-13} \text{ m}^2/\text{s}$, lo que le proporciona un contenido de Si uniforme a la fase α . (b) La nucleación de las partículas α que ocurre en la superficie de las partículas β que al crecer disuelven sus bordes hasta transformarlas por completo en α [16,17].

EL ALUMINIO

El aluminio es uno de los elementos metálicos más abundantes en la Tierra y en la Luna, pero nunca se encuentra en forma libre en la naturaleza. Se halla ampliamente distribuido en las plantas y en casi todas las rocas, sobre todo en las ígneas, que contienen aluminio en forma de minerales de alúmino silicato. Cuando estos minerales se disuelven, según las condiciones químicas, es posible precipitar el aluminio en forma de arcillas minerales, hidróxidos de aluminio o ambos. En esas condiciones se forman las bauxitas que sirven de materia prima fundamental en la producción de aluminio [18].

El aluminio es un metal plateado con una densidad de $2,70 \text{ g/cm}^3$ a 20 °C. El que existe en la naturaleza consta de un solo isótopo, $^{27}_{13}\text{Al}$. El aluminio cristaliza en

una estructura cúbica centrada en las caras, con lados de longitud de 0,40495 nm y se conoce por su alta conductividad eléctrica y térmica, lo mismo que por su gran reflexión.

La configuración electrónica del elemento es $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^1$. El aluminio presenta un estado de oxidación de 3+ en todos sus compuestos, exceptuadas unas cuantas especies monovalentes y divalentes gaseosas a altas temperaturas [4,18].

El aluminio es estable al aire y resistente a la corrosión en el agua de mar, a muchas soluciones acuosas y otros agentes químicos. Esto se debe a la protección del metal por una capa impenetrable de óxido. A una pureza superior al 99.95%, resiste el ataque de la mayor parte de los ácidos, pero se disuelve en agua regia. Su capa de óxido se disuelve en soluciones alcalinas y la corrosión es rápida [18].

El aluminio es anfótero y puede reaccionar con ácidos minerales para formar sales solubles con desprendimiento de hidrógeno. Fundido puede tener reacciones explosivas con agua. El metal fundido no debe entrar en contacto con herramientas ni con contenedores húmedos. A temperaturas altas, reduce muchos compuestos que contienen oxígeno, sobre todo los óxidos metálicos. Estas reacciones se aprovechan en la manufactura de ciertos metales y aleaciones [19].

Aleaciones de aluminio

Las propiedades del aluminio dependen de un conjunto de factores, de estos, el más importante es la existencia de aleantes. Con la excepción del aluminio puro (99,99 % de pureza), técnicamente se utilizan sólo materiales de aluminio que contienen otros elementos. Aún en el aluminio puro, las impurezas (Fe y Si) determinan, en gran medida, sus propiedades mecánicas.

Los elementos aleantes principales del aluminio son: cobre (Cu), silicio (Si), magnesio (Mg), zinc (Zn) y manganeso (Mn). En menores cantidades existen, frecuentemente, como impurezas o aditivos: hierro (Fe), cromo (Cr) y titanio (Ti). Para aleaciones especiales se adiciona: níquel (Ni), cobalto (Co), plata (Ag), litio (Li), vanadio (V), circonio (Zr), estaño (Sn), plomo (Pb), cadmio (Cd) y bismuto (Bi) [1].

La clasificación del aluminio y sus aleaciones se divide en dos grandes grupos bien diferenciados, estos dos grupos son: forja y fundición. Esta división se debe a los diferentes procesos de conformado que puede sufrir el aluminio y sus aleaciones.

Dentro del grupo de aleaciones de aluminio forjado encontramos otra división clara, que es la del grupo de las tratables térmicamente y las no tratables térmicamente. Las no tratables térmicamente solo pueden ser trabajadas en frío con el fin de aumentar su resistencia [4,19]

Aplicación del aluminio y sus aleaciones

Sus aplicaciones en la construcción representa el mercado más grande de la industria del aluminio y sus aleaciones. En millares de casas se emplean las aleaciones de aluminio: en puertas, cerraduras, ventanas, pantallas, boquillas y canales de desagüe. Estas también son uno de los productos más importantes en la construcción industrial. El transporte constituye el segundo gran mercado. Muchos aviones comerciales y militares están hechos casi en su totalidad de aleaciones aluminio. En los automóviles, el aluminio y sus aleaciones aparecen en interiores y exteriores como molduras, parrillas, llantas (rines), acondicionadores de aire, transmisiones automáticas y algunos radiadores, bloques de motor y paneles de carrocería. Se encuentra también en los transportes rápidos sobre rieles, ruedas formadas para camiones, vagones, contenedores de carga y señales de carretera, división de carriles y alumbrado.

En la industria aeroespacial, también se encuentran en motores de aviones, estructuras, cubiertas y trenes de aterrizaje e interiores; a menudo cerca de 80% del peso del avión es de aleaciones de aluminio. La industria de empaques para alimentos es un mercado en crecimiento rápido. En las aplicaciones eléctricas, los alambres y cables de aluminio son los productos principales. Se encuentra en el hogar en forma de utensilios de cocina, papel de aluminio, herramientas, aparatos portátiles, acondicionadores de aire, congeladores, refrigeradores, y en equipo deportivo como esquís y raquetas de tenis, etc...[1]

El aluminio y sus aleaciones frente la corrosión

El aluminio y sus aleaciones presentan una excelente resistencia a la corrosión, gracias a la formación de una barrera de revestimiento o película natural de óxido de aluminio que se forma en la superficie del metal y sus aleaciones y lo aíslan de la mayoría de los medios corrosivos, ya que se enlaza fuertemente a su superficie y es extremadamente fuerte y que al momento de dañarse, ésta se reconstruye inmediatamente en la mayoría de los ambientes, gracias a la alta energía libre de formación. No obstante, la película de óxido puede sufrir un ataque corrosivo bien localizado en presencia de ciertos agentes agresivos, como el ión cloruro [1,4,19].

La corrosión del aluminio, en la gama pasiva, es localizada, manifestado generalmente por la formación al azar de picaduras. A este tipo de corrosión se le denomina corrosión por picaduras [1,20].

Para el aluminio, la corrosión por picaduras es producida comúnmente por los iones haluro, de los cuales el cloruro (Cl⁻) es el más frecuentemente dañino. Las picaduras del aluminio en las soluciones halogenadas abiertas al aire ocurren porque en presencia del oxígeno el metal se polariza fácilmente a su potencial de picadura.

Generalmente, el aluminio no desarrolla la corrosión por picaduras en las soluciones aireadas de la mayoría de las sales no halogenadas, porque su potencial de picadura en estas soluciones es considerablemente más noble (catódico) que en soluciones halogenadas y no se polariza al potencial normal de picadura [4].

La mayoría de las aleaciones de aluminio tienen resistencia excelente a la corrosión atmosférica (a menudo llamada desgaste por la acción atmosférica) y en muchos usos al aire libre, tales aleaciones no requieren de recubrimiento, capas protectoras o mantenimiento.

Las aleaciones de aluminio de la serie 1xxx (Al), 3xxx (Al-Mn), 5xxx (Al-Mn-Mg), 6xxx (Al-Mg-Si) y 7xxx (Al-Zn) son resistentes a la corrosión en muchas aguas naturales. Los factores más importantes que controlan la corrosividad del aluminio en las aguas naturales son: temperatura del agua, pH, conductividad, disponibilidad del reactivo catódico, presencia o ausencia de metales pesados, y los potenciales de picaduras de las aleaciones específicas.

ALEACIÓN DE ALUMINIO AA3003

Esta aleación es considerada una de las más importantes de la serie 3xxx. Esta constituida generalmente por aluminio y manganeso. En muchos casos reemplaza al aluminio primario, gracias a que presenta un ligero aumento en las propiedades mecánicas. Pertenece al grupo de aleaciones que endurecen por deformación y de acuerdo con la Aluminium Association, sus principales elementos aleantes son el manganeso, el cual puede oscilar en un rango desde 1 hasta 1,7 % Mn en masa; el cobre entre 0,05 y 0,20 %Cu; el hierro y el silicio pueden ser tolerados en el rango de 0,6 y 0,7%, mientras que los límites de las impurezas y de otros elementos aleantes no son críticos. Una porción del diagrama de fase binario (Al-Mn) de esta aleación se presenta en la Figura 1.

De acuerdo con los estudios realizados por los investigadores [16], a ciertas temperaturas en especial a 500 °C, las aleaciones de la serie 3XXX ocurre la transformación de fase:



En estos estudios ellos demostraron que la fase β es metaestable en comparación a la fase α que es estable. La consecuencia por las cuales se origina este cambio de $\beta \rightarrow \alpha$, es gracia a la elevada rapidez de difusión del Si (silicio) desde la matriz de aluminio a lo largo del limite entre la fase β y la α debido al alto coeficiente de difusión del Si en el aluminio, el cual es del orden $1,4 \times 10^{-13} \text{ m}^2/\text{s}$, lo que le proporciona un contenido de Si uniforme a la fase β y a la nucleación de las partículas α , que ocurre en la superficie de las partículas β , que al crecer disuelven sus bordes hasta transformarlas por completo en α fragmentando por completo a β [16,17]

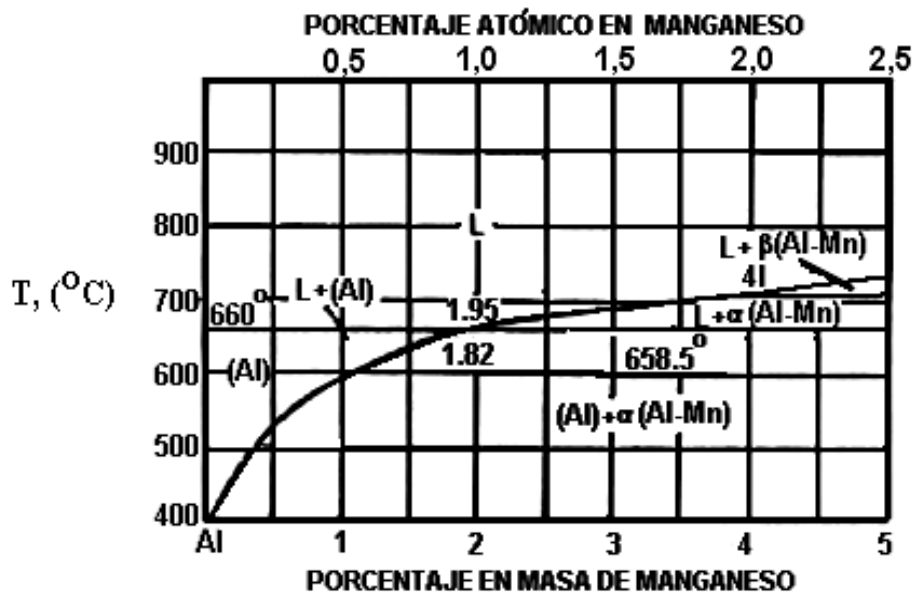


Figura 1. Porción del diagrama de fase del sistema Al-Mn

Propiedades

Algunas de las propiedades más importantes de la aleación de aluminio 3003 se presentan a continuación:

Propiedades de diseño.

La aleación de aluminio 3003 es una aleación con muy buena resistencia a la corrosión y resistencia mecánica moderada. No es tratable térmicamente y aumenta su resistencia solo con trabajo en frío.

Aplicaciones.

Usada comúnmente en equipos químicos, ductos y en trabajos comunes de lámina metálica. La AA3003 también es usada en la manufactura de utensilios de cocina, recipientes de presión, elementos para construcción, bandejas para cubos de hielo, puertas para garajes, arcos para toldos, paneles para refrigeradores, líneas de gas, tanque de gasolina, etc.

Maquinabilidad.

La aleación de aluminio 3003 es fácilmente trabajada y es considerada como una aleación de buena maquinabilidad entre las similares del aluminio

Conformado.

Esta aleación es fácilmente conformada tanto por trabajo convencional en frío como en caliente.

Tratamientos térmicos.

La AA3003 no es una aleación tratable térmicamente. Sin embargo, se puede inducir transformaciones de fase por efecto de tratamientos térmico de homogenización, así como relajamiento de la matriz por efecto de recocido.

Trabajo en caliente.

El rango de temperaturas para trabajo en caliente, es de 510 a 260 °C. En ese rango la aleación es fácilmente trabajada en caliente.

Trabajo en frío.

Esta es fácilmente trabajada en frío por todos los métodos convencionales.

Recocido.

El recocido durante o posterior al trabajo en frío, se hace a 413 °C, dando un tiempo adecuado para el calentamiento completo, seguido de enfriamiento al aire.

Endurecimiento.

Endurece sólo como resultado de trabajo en frío.

FUNDAMENTOS DE LA CORROSIÓN

Corrosión

Es la tendencia que tienen los metales a volver al estado combinado, es decir, al mismo estado en que se encontraban en la naturaleza, que es, en términos termodinámicos, el estado más estable. Si exceptuamos la corrosión a temperaturas

elevadas, que es un proceso puramente químico, los restantes procesos de corrosión son siempre de naturaleza electroquímica, tratándose de la formación de una pila, con una corriente eléctrica que circula entre determinadas zonas de la superficie del metal, conocidas con el nombre de ánodos y cátodos, que se encuentran inmersos en una solución llamada electrolito y están conectados físicamente a través de un medio capaz de conducir dicha corriente. El funcionamiento de estas pilas da lugar a la corrosión de las zonas anódicas [4]. En la Figura 2, se muestra una pila electroquímica.

El origen de las pilas de corrosión tiene lugar por el contacto de diferentes metales (par galvánico), diferencias en la estructura o propiedades de un mismo metal, o por diferencias en el electrolito, bien en sus características físicas como químicas (que afectan a las electroquímicas) [21].

Cuando los átomos del ánodo se disuelven para formar los iones, los electrones que se liberan hacen el ánodo negativo con respecto a la solución (realmente lo que se polariza negativamente es la capa de difusión entre el ánodo y el electrolito). Los electrones pasan al cátodo a través del conductor metálico y neutralizan los iones positivos. Por consiguiente, la corrosión es causada por los procesos simultáneos anódicos y catódicos.

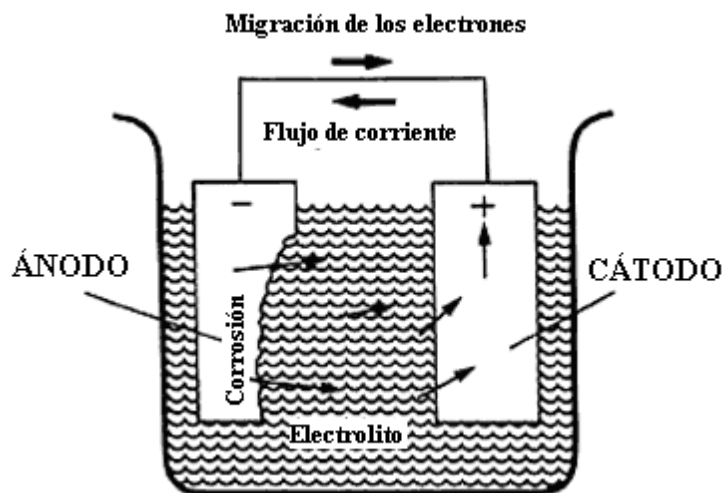
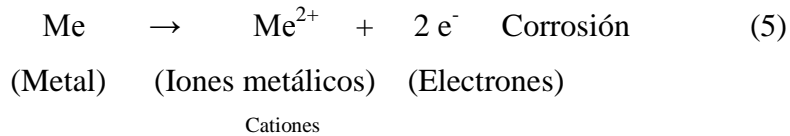


Figura 2. Pila electroquímica convencional.

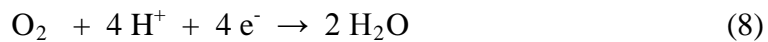
Las reacciones en el ánodo (anódicas) son de la forma:



Es muy frecuente (si existen cloruros)



Las reacciones catódicas más frecuentes (en el cátodo) son:



Naturalmente, la transmisión de corriente, en las pilas de corrosión es de corriente continua (electrones en las partes metálicas del conductor e iones en el electrolito) [22,23].

Tipos de Corrosión

Se clasifican de acuerdo a la apariencia del metal corroído y por el mecanismo del proceso de corrosión. Entre las más comunes están:

Corrosión uniforme

Donde la corrosión química o electroquímica actúa uniformemente sobre toda la superficie del metal.

Corrosión galvánica

Ocurre cuando metales diferentes se encuentran en contacto, ambos metales poseen potenciales eléctricos diferentes lo cual favorece la aparición de un metal como ánodo y otro como cátodo, a mayor diferencia de potencial el material mas activo será el ánodo.

Corrosión por picaduras

Aquí se producen hoyos o agujeros por agentes químicos.

Corrosión intergranular

Es la que se encuentra localizada en los límites de grano, esto origina pérdidas en la resistencia que desintegran los bordes de los granos.

Corrosión por esfuerzo

Este tipo de corrosión se produce cuando se combina un ambiente corrosivo con tensiones intensas que actúan sobre el metal. El ataque no parece muy intenso pero su gravedad radica en que se producen fisuras que se propagan a lo largo de la sección del metal. Los esfuerzos pueden estar originados por la presencia de metales con diferentes coeficientes de dilatación térmica, por diseños defectuosos, por transformaciones de una fase durante una soldadura, etc.

CORROSIÓN POR PICADURA

La corrosión por picadura (“pitting”, en ingles) es una forma de corrosión bien localizada. Se presenta como un ataque bien intenso en área del orden de mm^2 , en tanto que el resto del metal permanece pasivo. Se ha observado dentro de las picaduras densidades de corrientes de 0,1 a 10 A/cm^2 , en tanto que la superficie pasiva, en el exterior de la picadura, la densidad de corriente es del orden de 10^{-6}

A/cm². Son bien conocidos los casos del picado del aluminio en soluciones de cloruro, o las tuberculaciones y picado de cañería de acero en agua potable. Pero, también, se presenta picados en numerosos otros metales [5,10,14]

Mecanismos de la corrosión por picadura

El mecanismo de la corrosión por picadura puede separarse en dos etapas diferentes, la iniciación y el crecimiento de la picadura. El mecanismo de crecimiento se entiende razonablemente bien, mientras el mecanismo de la iniciación no está bien definido [14,21].

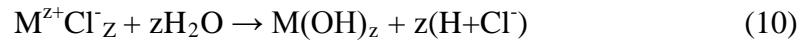
Crecimiento de la picadura

Desde cierto punto de vista el mecanismo de crecimiento de la picadura puede considerarse similar al proceso de corrosión por hendidura. La superficie expuesta fuera de la picadura creciente es catódicamente protegida, propiciando la reducción de oxígeno al reaccionar con el agua dando origen al ion de hidróxido como se muestra en la reacción [8].

Cuando la región fuera de la picadura esta catódicamente protegida, la región de disolución de metal no puede extenderse uniformemente por la superficie. Además, la superficie catódica al ser muy grande, promueve vertiginosamente esta reacción, formando un cátodo muy grande a una proporción de ánodo pequeño que acelerará la reacción anódica. Dentro de la picadura, que es un hemisferio pequeño la reacción de disolución de metal se desarrolla, es decir la reacción anódica [4].

Sin embargo, es esta la única reacción dentro del hoyo y da como resultado un desequilibrio eléctrico que atrae iones de carga, normalmente los iones cloruro. La reacción es autocatalítica al formar el ácido clorhídrico dentro de la picadura,

transformando el ambiente más agresivo y produciendo un proceso continuo de la siguiente reacción:



La picadura, como la corrosión por hendidura, es una reacción autocatalítica que al empezar el pH disminuye y la concentración de ion de cloruro aumenta dentro de la picadura [1,24].

Iniciación de la picadura.

La iniciación de la picadura no se entiende muy bien. El tiempo de iniciación de la picadura puede ser corto (en horas o días) o muy largos (en muchos años). Pequeños cambios en las condiciones pueden representar la diferencia en si las picaduras ocurren o no. Hay muchos mecanismos de iniciación de la picadura. En la actualidad ninguno de estos mecanismos generales explica bien este fenómeno. El mecanismo de la iniciación en algunos casos podría decirse que es dependiente del metal específico. En otros casos un tipo general de mecanismo de iniciación de la picadura puede establecerse.

La mayoría de los mecanismos involucra una ruptura de la capa pasiva del metal. Se piensa que la capa pasiva es muy compleja en la superficie del metal. Es una capa que tiene un espesor de 3 a 10 nm. Ahora, como un átomo tiene sólo aproximadamente 0,2 nm en diámetro, entonces una capa pasiva sólo es aproximadamente de 15 a 50 átomos de espesor. Experimentalmente, esto es muy difícil de examinar, especialmente en las investigaciones de picaduras cuando el investigador no sabe en qué sitio se va a formar la picadura [24].

Se piensa que la capa pasiva es de una a dos tipos, la fase estructural metal-capas pasiva es cristalina, mientras que la fase capa pasiva-solución se piensa que es una mezcla amorfa de iones de metal e iones del hidroxilo.

MECANISMOS DE INICIACIÓN DE LA CORROSIÓN POR PICADURA

Teoría del defecto.

Inicialmente los investigadores sospecharon de la influencia de desperfectos en la película. Los defectos en la película se relacionaron a los defectos de los metales como límites de grano o deslizamiento de los planos cristalinos debido a dislocaciones que salen a la superficie. Estos sitios probablemente serían ánodos locales para la incubación e iniciación de la picadura, ya que la película se forma con anomalías locales o defectos sobre la superficie del metal. Desgraciadamente, aunque algunos materiales muestran una relación entre las picaduras y los defectos, no parece ser una regla general [24].

Disolución por iones cloruros

Muchos cloruros de metales son solubles en el agua. Una teoría usa este hecho para sugerir que en la interfase solución/capa pasiva el ion cloruro reemplaza al ion hidróxido para formar un cloruro de metal que luego se disuelve. Otro ion de cloruro presenta la misma situación y disuelve un poco más la capa pasiva hasta que el metal queda desnudo o expuesto. Más allá la disolución por ion cloruro formará una picadura en el metal. Este mecanismo predice que una vez la picadura formada continuará creciendo. Afortunadamente, algunas picaduras dejan de crecer [24,25].

Penetración de la película de óxido por iones cloruros.

Este modelo predice que los iones cloruro se difunden completamente de la capa pasiva a la superficie del metal y causa la disolución del metal. Más allá los iones cloruro se difunden y dan origen al crecimiento de la picadura. De nuevo esto predice que una vez que la picadura empieza continúa y no siempre es el caso. La diferencia entre este mecanismo y la disolución de ion cloruro es la situación del proceso. La Penetración está en la interfase del metal/capa pasiva mientras que la disolución por ion cloruro está en la interfase de la capa pasiva/solución [24,25].

Celdas locales o micropilas galvánicas.

En muchas aleaciones las fases que están presentes se comportan electroquímicamente diferentes. Algunas serán anódicas con respecto a la matriz y otras serán catódicas. Un buen ejemplo es el endurecimiento por precipitación de las aleaciones de aluminio. Para la serie 2000 el aditivo de la aleación principal es el cobre. Las partículas ricas en cobre (Al_2Cu) son catódicas en relación a la matriz. Estas celdas locales pueden estropear la capa pasiva e iniciar la picadura. Nuevamente ésta no es una teoría generalizada, ya que las picaduras pueden formarse en los cristales puros [4,9,11,14,24]

Teoría de la tensión.

Cuando las películas pasivas crecen se inducen en ellas tensiones, cuando estas no tienen las mismas dimensiones del cristal del metal en que se están formando. Localmente la ruptura de las películas y los iones de cloruro pueden penetrar a la superficie y pueden promover la disolución del metal [24].

Teoría de la vacancia.

Iones de metales o cationes deben difundirse de la interfase metal/película pasiva a la interfase de película pasiva/solución. La difusión del catión puede pensarse que es como una vacante del catión que se difunde de la interfase metal/película. Si muchos de éstos cationes pueden pasar a través de la interfase metal/película se originaría a lo largo de ésta una concentración de tensión. La concentración de tensión se combina con la tensión de la película y estas pueden ser suficientes para romper la película e iniciar la picadura. La utilidad de este modelo es que por la aplicación de la teoría de la ingeniería eléctrica normal, pueden determinarse las proporciones de iniciación de la picadura. Funciona bien para muchos sistemas [5,24].

Teoría de la ruptura y reparación.

Una desventaja de muchas de las teorías anteriores es que se fundamenta a priori en una ruptura estática en la película. La más reciente y ampliamente aceptada de las teorías es que la película pasiva es un sistema dinámico. En cualquier momento las zonas que son afectadas se reparan, mientras otras se fracturan por cualquiera de los mecanismos anteriores. La película tiene la habilidad de repararse y en muchos casos lo hará. Sin embargo, una combinación de espesor de la película y concentración de ion de cloruro estará presente, cuando la película no se pueda reparar esto dará origen a la picadura. Otras áreas de la película también comenzarán a picarse y algunos crecerán mientras otros se repararán. Este modelo encaja con la dinámica de una reacción de corrosión y también con la observación de que algunas picaduras comienzan, pero no crecen mientras otras comienzan después y crecen [24].

POTENCIOSTATO

Un potenciostato es un instrumento electrónico que controla la diferencia del voltaje entre un electrodo de trabajo y un electrodo de referencia. Ambos electrodos se combinan en una celda electroquímica. El potenciostato pone este control en ejecución, inyectando la corriente en la celda a través de un tercer electrodo, conocido como electrodo auxiliar. En casi todos sus usos, el potenciostato mide el flujo actual entre su funcionamiento y los electrodos. La variable controlada en un potenciostato es el potencial de la celda y la variable medida es la corriente de la celda. De esta manera se requiere una celda electroquímica con tres electrodos. Un esquema simplificado del circuito del potenciostato se presenta a continuación:

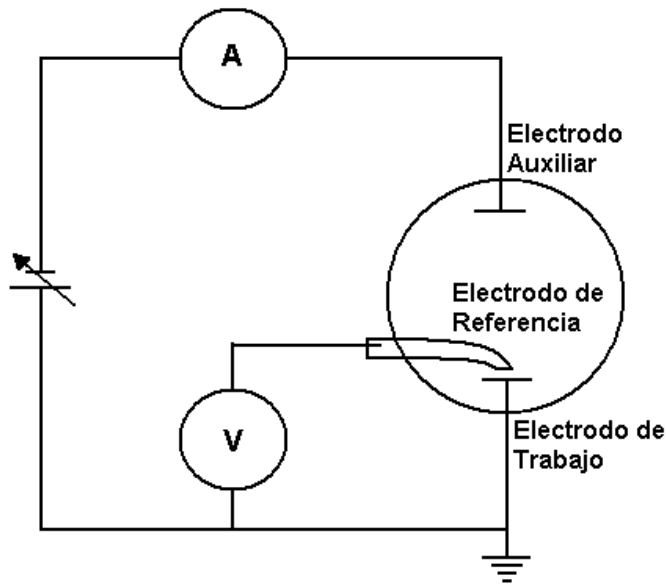


Figura 3. Circuito que simboliza el esquema de un potenciostato.

Electrodo de trabajo

Es el electrodo donde está controlado el potencial y donde se mide la corriente. Para muchos experimentos físicos de la electroquímica, el electrodo de trabajo es un material “inerte” tal como oro, platino, o carbón vidrioso. En estos casos, el electrodo de trabajo sirve como superficie en la cual la reacción

electroquímica ocurre. En la corrosión se prueba el electrodo de trabajo que es una muestra del metal que se corroe.

Electrodo de referencia

Se utiliza para medir el potencial del electrodo de trabajo. Un electrodo de referencia debe tener un potencial electroquímico constante, mientras ninguna corriente lo atraviese. Los electrodos de referencia más comunes en el laboratorio son el electrodo saturado del calomelano (SCE) y los electrodos de plata/ cloruro de plata (Ag/AgCl).

Electrodo auxiliar o contra electrodo:

En la celda electroquímica es generalmente un conductor inerte como platino o el grafito. La corriente que fluye en la solución viaja a través del electrodo de trabajo y deja la solución a través del electrodo auxiliar [26,27].

ESTUDIO DE LA CINÉTICA DE LA CORROSIÓN MEDIANTE CURVAS DE POLARIZACIÓN

La densidad de corriente de intercambio y de corriente de corrosión.

Un electrodo en el equilibrio con su medio no posee un flujo de corriente neta hacia o desde su superficie. Actualmente, un equilibrio dinámico es establecido cuando la reacción en uno y otro sentido están ambas ocurriendo y a iguales rapidezces. Si la reacción en un sentido es:



con una corriente positiva fluyendo desde el electrodo, una reacción contraria con un flujo de corriente exactamente igual fluye hacia la superficie siguiendo la ecuación:



De este modo el flujo de corriente neta es cero. El proceso de oxidación es exactamente opuesto a su correspondiente proceso de reducción. En términos de corriente,

$$i_{\text{oxidación}} = i_{\text{reducción}} \quad (13)$$

Esta corriente de equilibrio es la corriente de intercambio i_0 . Frecuentemente, es más conveniente usar la densidad de corriente de intercambio i_0 , para eliminar la variable del tamaño del electrodo. La densidad de corriente de intercambio ocurre al potencial de equilibrio E_0 . El término i_0 es una función de la reacción, la concentración de los reactantes, el material del electrodo, la temperatura y la rugosidad superficial. La densidad de corriente de corrosión es un término similar al anterior, pero ésta involucra reacciones anódicas y catódicas de naturaleza diferente. Si la reacción anódica es la ecuación 4 o 10, la reacción catódica podría ser la reducción del hidrógeno que corresponde a la ecuación 6.

Al potencial de corrosión E_{corr} , la rapidez de oxidación es igual a la rapidez de reducción (ecuaciones 10 y 11, respectivamente) y esto sería el flujo igual de corriente en ambos sentidos, que produce una corriente neta nula. Esta no es más que la densidad de corriente de corrosión i_{corr} .

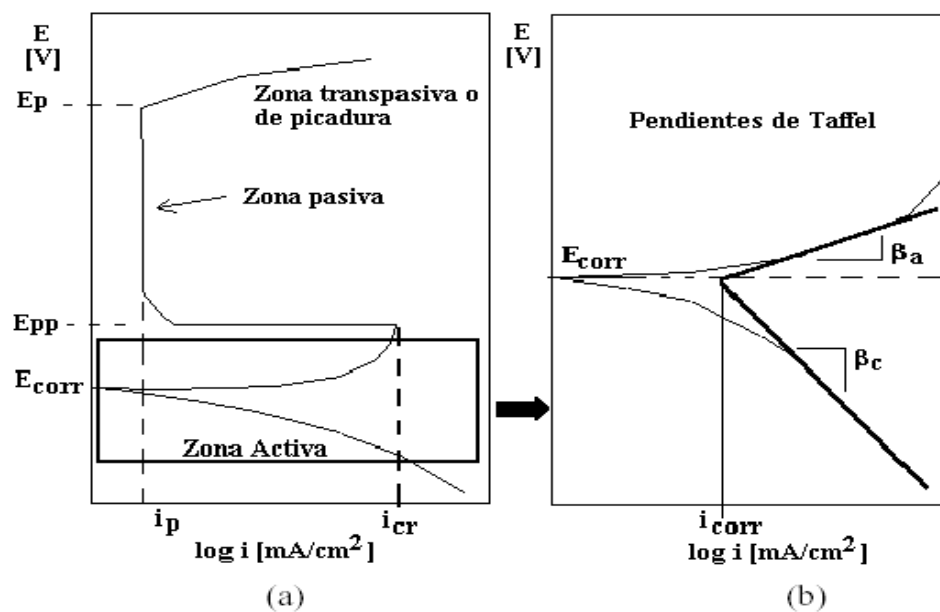


Figura 4. Curva de polarización potenciodinámica. (a) Metal susceptible a pasivarse. (b) Región activa que representaría el comportamiento de un metal activo.

Polarización. La alteración del equilibrio.

Un electrodo deja de estar en el equilibrio cuando una corriente neta fluye hacia o desde su superficie. El potencial medido de tal electrodo se altera en una extensión que depende de la magnitud de la corriente externa y de su dirección. La magnitud de la variación de potencial causado por la corriente neta aplicada o extraída de un electrodo, se denomina polarización. Las causas de la polarización del electrodo se dividen en tres categorías diferentes: polarización por concentración, polarización por activación y polarización por resistencia del electrolito (IR). De la polarización de un electrodo se puede obtener lo que se denomina una curva de polarización, donde se determina la dependencia de la densidad de corriente con el potencial, en curvas E versus $\log(i)$. En la Figura 4 se muestra en (a) una curva de polarización de un material susceptible a pasivarse y en (b) se representa el comportamiento de un metal activo.

El estudio de las rapidezces de corrosión se realiza mediante este tipo de curvas y principalmente obteniendo la i_{corr} o densidad de corriente de corrosión. La curva tipo (a) es típica de los aceros inoxidables, que son susceptibles a pasivarse, la curva tipo (b) muestra un detalle de la zona activa de la curva anterior, pero sería típica de un metal que no pueda pasivarse. La rapidez de corrosión va a depender de la composición de la aleación y del medio en donde se encuentre [27.28].

Las Curvas de Polarización. Parámetros electroquímicos.

En las Figuras 4(a) y 4(b) se muestran los parámetros electroquímicos principales que pueden obtenerse mediante curvas de polarización. Estos parámetros se resumen en la Tabla 1.

Tabla 1. Parámetros electroquímicos importantes obtenidos de las curvas de polarización.

Parámetro	Denominación	Significado físico
E_{corr}	Potencial de corrosión	Potencial natural de corrosión del metal.
E_{pp}	Potencial primario de pasivación	Por encima del cual el metal se pasiva
E_{p} o E_{t}	Potencial de ruptura o transpasivo	Por encima del cual se rompe la pasividad
i_{corr}	Densidad de corriente de corrosión	Rapidez de corrosión del metal al E_{corr}
i_{cr}	Densidad de corriente crítica	Máxima rapidez de disolución del metal
i_{p}	Densidad de corriente pasiva	Rapidez de disolución en estado

β_a	Pendiente de Tafel anódica	pasivo Si $\beta_a > \beta_c$ control anódico del proceso.
β_c	Pendiente de Tafel catódica	Si $\beta_c > \beta_a$ control catódico del proceso.

MÉTODOS DE POLARIZACIÓN

Existen principalmente dos métodos para la obtención de las curvas de polarización. Para ambos casos se utiliza un Potenciostato/Galvanostato. Estas dos técnicas son:

Métodos potencioestático y potenciodinámico

En este método se controla el potencial y se mide la corriente. Se polariza al electrodo de trabajo a un potencial determinado y se registra la densidad de corriente en estado estacionario (potencioestático), cuasiestacionario (después de transcurrido cierto tiempo) o a medida que se incrementa el potencial a una rapidez constante (potenciodinámico). Es útil para el estudio de la pasivación de metales y aleaciones.

Métodos galvanostático y galvanodinámico

En este método se controla la densidad de corriente que circula por el electrodo de trabajo y se mide el potencial que alcanza el mismo. No se puede usar para estudios cinéticos de metales con tendencia a pasivarse.

La Ecuación De Tafel

Las curvas de Tafel son realizadas sobre muestras metálicas por la polarización del espécimen alrededor de unos 300 mV anódica y catódicamente del potencial de corrosión, E_{corr} , como se muestra en la Figura 5. El potencial puede ser barrido entre estos dos potenciales o variado en escalones.

La densidad de corriente de corrosión, i_{corr} , es obtenida de la extrapolación de la porción lineal de la curva de polarización al E_{corr} , tal como se muestra en la Figura 5. La rapidez de corrosión puede ser calculada de i_{corr} , como se muestra en la sección siguiente.

Las curvas de Tafel anódica o catódica son descritas por la ecuación de Tafel [27,28]:

$$\eta = \beta \times \log(i/i_{\text{corr}}) \quad (14)$$

donde η es el sobrepotencial (diferencia entre el potencial de equilibrio y el potencial de corrosión, $\eta = E_{\text{aplicado}} - E_{\text{corr}}$), β es la pendiente de Tafel, i_{corr} es la densidad de corriente de corrosión e i es la densidad de corriente al sobrepotencial η .

Arreglando la ecuación 14 da:

$$\eta = \beta * \log i - \beta * \log i_{\text{corr}} = \beta * \log i + K \quad (15)$$

Esta ecuación tiene la forma $y = mx+b$, por lo que en un gráfico η vs. $\log(i)$ esta es una línea recta con pendiente β . Note en esta ecuación que cuando $\eta=0$ (E_{corr}), $\log(i/i_{\text{corr}})=0$, lo que implica que $i = i_{\text{corr}}$.

Las pendientes de Tafel, designadas como β_a y β_c , deben ser calculadas tanto de las porciones anódicas y catódicas de las curvas de Tafel. La unidad de la pendiente de Tafel es mV/década o V/década. Una década de densidad de corriente es un orden de magnitud. Un cálculo de una pendiente de Tafel para la corrosión de un metal activo como el hierro se ilustra en la Figura 5.

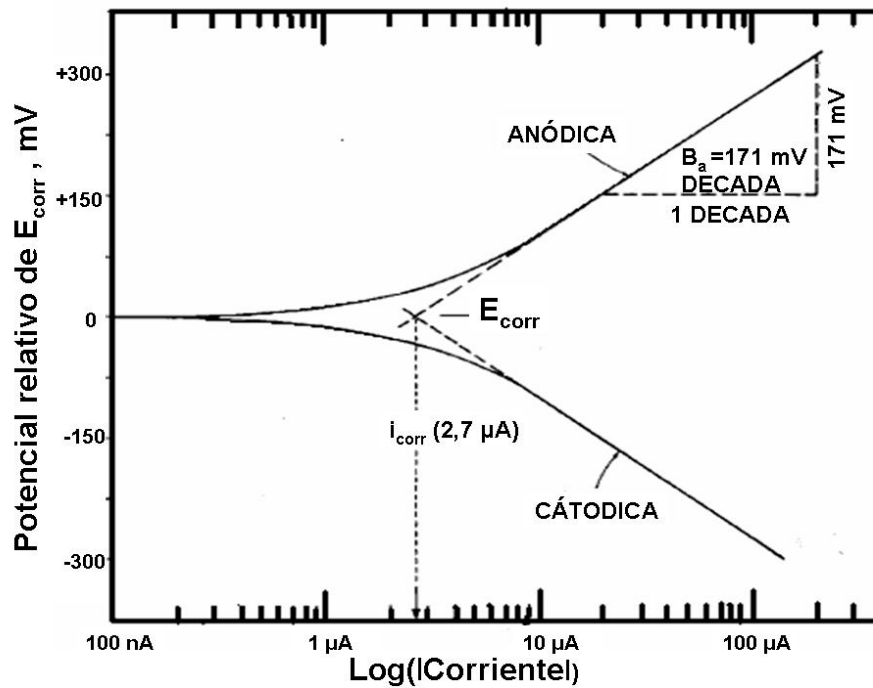


Figura 5. Curva de polarización de la región activa de un metal activo donde se muestra el trazado de las curvas de Tafel, para determinar i_{corr} y calcular las pendientes de Tafel.

Cálculo de las rapidezces de corrosión a partir de datos de polarización

Para el cálculo de la rapidez de corrosión por la ley de Faraday deben conocerse la i_{corr} y la masa equivalente del metal o aleación. La i_{corr} se obtiene mediante las curvas de polarización, específicamente utilizando las pendientes de Tafel. Sin embargo, se requiere obtener la masa equivalente del metal (E_W), el cual se puede calcular a partir de la siguiente ecuación:

$$E_W = W/n \quad (16)$$

Donde, W es la masa atómica del elemento y n el número de electrones involucrados en el proceso corrosivo. Para aleaciones el cálculo de la masa equivalente es más complejo. Es usualmente supuesto que el proceso de corrosión es uniforme y no ocurre de manera selectiva. Debe entonces ajustarse el cálculo al mecanismo de corrosión observado. Para calcular la masa equivalente de una aleación, se puede seguir el siguiente procedimiento:

1. Se considera una masa unitaria de aleación oxidándose.
2. Se calcula el equivalente electrónico Q de 1 g del metal o aleación por la siguiente ecuación:

$$Q = \sum [(n_i \times f_i) / W_i] \quad (17)$$

donde, f_i es la fracción de masa del elemento i en la aleación, W_i es la masa atómica del elemento i y n_i es el índice de oxidación del elemento i .

3. La masa equivalente de la aleación es el recíproco de Q , es decir:

$$E_W = 1 / (\sum [(n_i \times f_i) / W_i]) \quad (18)$$

El cálculo de la rapidez de corrosión se realiza mediante la siguiente expresión:

$$V_{\text{corr}} = K_1 * (i_{\text{corr}}/\rho) * E_W \quad (19)$$

$$V'_{\text{corr}} = K_2 * i_{\text{corr}} * E_W \quad (20)$$

V_{corr} es la rapidez de corrosión en mm/año, i_{corr} en $\mu\text{A}/\text{cm}^2$ y V'_{corr} es la rapidez de corrosión en g/m^2 día

$$K_1 = 3.27 * 10^{-3} \text{ mm g} / \mu\text{A cm año}$$

$$K_2 = 8.954 * 10^{-3}, \text{ g cm}^2 / \mu\text{A m}^2 \text{ d}$$

ρ = densidad en g/cm^3 .

Donde K_1 y K_2 son constantes que se deducen a partir de la ley de Faraday.

MICROSCOPIA ELECTRÓNICA DE BARRIDO

La microscopia electrónica de barrido (MEB), es una técnica que usa electrones para formar una imagen. Tiene una gran profundidad de campo, la cual permite que se enfoque a la vez una gran parte de la muestra. También produce imágenes de alta resolución, que significa que características espacialmente cercanas en la muestra pueden ser examinadas a una alta magnificación. La preparación de las muestras es relativamente fácil, pues lo que se requiere es que estas sean conductoras [30].

En esta técnica se hace incidir un delgado haz de electrones acelerados, con energías desde unos cientos de eV hasta unas decenas de keV (50 KeV), sobre una muestra gruesa, opaca a los electrones. Este haz se focaliza sobre la superficie de la muestra de forma que realiza un barrido de la misma siguiendo una trayectoria de líneas paralelas.

De todas las formas de radiación resultantes de la interacción del haz incidente y la muestra hay dos realmente fundamentales en la microscopia electrónica de barrido: los *electrones secundarios* y los *electrones retrodispersados*. Los primeros son electrones de baja energía (decenas de eV) que resultan de la emisión por parte de los átomos constituyentes de la muestra (los más cercanos a la superficie) debido a la colisión con el haz incidente. Los electrones retrodispersados sin embargo, son electrones del haz incidente que han interactuado (colisionado) con los átomos de la muestra y han sido reflejados. La intensidad de ambas emisiones varía en función del ángulo que forma el haz incidente con la superficie del material, es decir depende de la topografía de la muestra [30,31].

La señal emitida por los electrones y radiación resultantes del impacto se recoge mediante un detector y se amplifica para cada posición de la sonda. Las variaciones en la intensidad de la señal que se producen conforme la sonda barre la superficie de la muestra, se utilizan para variar la intensidad de la señal en un tubo de rayos catódicos que se desliza en sincronía con la sonda. De esta forma existe una relación directa entre la posición del haz de electrones y la fluorescencia producida en el tubo de rayos catódicos. El resultado es una imagen topográfica muy ampliada de la muestra [31].

El aumento de la imagen producida por el MEB resulta de la relación entre las dimensiones de la imagen final y el área de la muestra que ha sido barrida. Así, por ejemplo, si la sonda barre un área de 1 mm^2 de la muestra y la imagen en la pantalla es de 100 mm^2 , ésta ha sido ampliada 100 veces. En la Figura 6 se muestra el esquema básico de un MEB.

MICROANÁLISIS DE RAYOS-X - ESPECTROSCOPIA DE RAYOS-X POR DISPERSIÓN DE ENERGÍA

Esta técnica de dispersión de energía (EDS) es un método mediante el cual los rayos X emitidos de la muestra son clasificados y analizados de acuerdo a las diferencias en sus niveles de energía. En un detector EDS, un fotón de rayos X se convierte en un pulso de carga dentro del detector-semiconductor. Este pulso es transformado en voltaje con una amplitud igual a la energía del rayo X entrante. Este voltaje es llevado a un analizador multicanal, que clasifica y cuenta los pulsos de rayos X individuales y lo muestra como un espectro continuo de todos los elementos presentes.

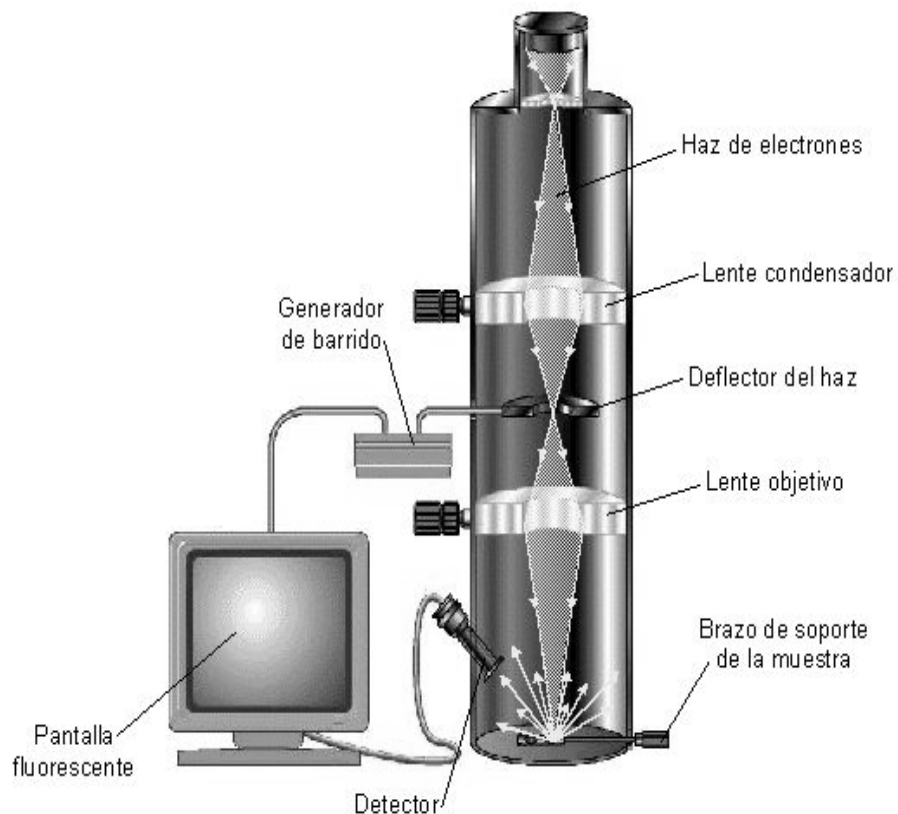


Figura 6. Diagrama esquemático representando el concepto de microscopía electrónica analítica.

El microanálisis de Rayos-X es una modalidad de análisis que utiliza la Sonda Electrónica Microanalizadora (EDS), para identificar, cualificar y cuantificar la composición química elemental de materiales sólidos, incluidas las partículas microscópicas, mediante imágenes adquiridas en el microscopio electrónico de barrido (MEB) [31-34].

En este trabajo de investigación se propone el estudio del micromecanismo asociado con partículas de segunda fase responsable de la iniciación del proceso de corrosión por picaduras en la aleación comercial de aluminio CVG-ALCASA 3003. Para el logro de este objetivo se pretende modificar las fracciones volumétricas de las fases α -Al(Fe,Mn)Si y β -Al(Fe,Mn) presentes en la aleación AA 3003 utilizando tratamiento térmico (500 °C), y determinando por metalografía cuantitativa las fracciones volumétricas de los compuestos intermetálicos obtenidos de la transformación de fase $\beta \rightarrow \alpha$. Estos resultados se correlacionarán con estudios electroquímicos (corrosión acelerada a través de las técnicas: Potenciostáticas, Polarización anódica y Potencial a circuito abierto) y microscópicos (Barrido) antes y después de los ensayos electroquímicos.

METODOLOGÍA

La metodología que se empleó en el desarrollo de este trabajo de investigación fue esquematizada de la siguiente manera:

MUESTREO

Se obtuvieron muestras de la aleación comercial de aluminio 3003 del temple H16 del sector de laminación en frío de la empresa CVG-ALCASA. Estas muestras fueron estadísticamente representativas de esta aleación, es decir, se tomaron muestras de distintas secciones de varias láminas ya procesadas para la venta.

ANÁLISIS QUÍMICO

A la aleación de aluminio (AA) 3003 de temple H16 (4 milímetro de espesor) recibida de planta, se le determinó la composición química a través de un espectrómetro de emisión de chispa, marca Espectro LAB-S y Serial 1676/88.

TRATAMIENTO TÉRMICO

Las muestras de la aleación de aluminio AA3003 de temple H16, se expusieron por distintos tiempos a la temperatura de 500 °C. Los tiempos de exposición fueron de 20, 40, 60, 90, 120, 150 y 180 minutos y se realizaron en una mufla marca Themolyne modelo F47925-70. Finalizado el tratamiento térmico se procedió de forma inmediata a un enfriamiento rápido en una solución saturada de cloruro de sodio (NaCl) previamente enfriada en el congelador a 0 °C [16,25].

METALOGRAFÍA CUANTITATIVA PARA LA DETERMINACIÓN DE LA FRACCIÓN DE α

El equipo empleado para esta parte de la investigación fue un microscopio electrónico de barrido - MEB Hitachi S-2500 equipado con un espectrómetro de rayos-X de energía dispersiva- EDS Thermo NORAN. Para ello se prepararon y se pulieron las muestras de la AA3003 tratadas y no tratada a los distintos tiempos de exposición. Estas muestras se llevaron hasta un pulido fino de acuerdo con las normas ASTM E-1245 y ASTM E-768, hasta que se observó con detalle las características morfológicas de la superficie. Todo esto con el objeto de realizar el estudio cuantitativo de los intermetálicos. Para la estadística del estudio, en cada muestra se estudiaron diez (10) campos los cuales se observaron de manera no selectiva y se analizaron e identificaron diez (10) partículas, clasificándolas como α y β . Estos campos se tomaron con un Voltage: 20 keV y magnificación de 5000X. En el método estadístico utilizado se tomó como referencia cada campo de estudio con respecto a cada tipo de muestra, para determinar la fracción de las partículas α .

La fracción de α (X_i) para cada campo se determinó al dividir el número de partículas α (N_α) encontrada, entre el número total de partículas estudiada, que en nuestro caso equivalen a 10.

$$X_i = \frac{N_\alpha}{10} \quad (21)$$

A los diez (10) valores de X_i obtenida se le determinó la media aritmética, el cual se obtiene al sumar estos valores y dividiéndolo entre el número total de campos ($N=10$), tal como se presenta en la siguiente ecuación:

$$\langle X \rangle = \frac{\sum_0^{N-1} X_i}{N} \quad (22)$$

La desviación cuadrática media de estos valores se tomó como error de las medidas (que es la raíz cuadrada de la varianza), cuya ecuación es la siguiente:

$$\sigma = \sqrt{\frac{\sum_0^{N-1} (X_i - \langle X \rangle)^2}{N}} \quad (23)$$

PREPARACIÓN DE LOS ELECTRODOS PARA LA OBTENCIÓN DE LAS MEDIDAS ELECTROQUÍMICAS

Para los ensayos electroquímicos se prepararon electrodos de las muestras de AA3003 del temple H16 térmicamente tratadas y no tratadas a los tiempos de exposición. Para ello se cortaron muestras de aproximadamente 1 cm², a cada muestra se conectó en una de sus caras un cable de cobre, haciendo uso de una pequeña cinta de carbón y pintura de plata. Luego se introdujo el sistema alambre/muestra en un molde de plástico previamente lubricado con silicón (Lecor Part N° 811.271) cuidando de que éste quedará en el centro. Posteriormente, se vació en el molde una mezcla de resina y endurecedor en una relación 8:1. Una vez endurecida la resina, se retiró la muestra del envase. Finalmente, se hizo un pulido de la superficie de las muestras utilizando cintas abrasivas de carburo de silicio-SiC desde 240 hasta 1200 y, por último, óxido de magnesio de 2 μm [Norma ASTM. G 5-87].

ENSAYOS ELECTROQUÍMICOS

Medidas de polarización anódica

Esta prueba fue realizada usando un potenciostato modelo 363 marca EGxG PRINCETON APPLIED RESEARCH conectado a una fuente de generador de barrido (programador universal) modelo 175 de la misma marca, unidos a un registrador x-y (para registrar el potencial y la corriente), como se muestra en la Figura 7. La celda electroquímica convencional constó de tres electrodos, un electrodo de referencia (electrodo de calomelano) (SCE), un electrodo auxiliar inerte (electrodo de platino) y un electrodo de trabajo (muestra en estudio), como se muestra en la Figura 7. Las curvas de polarización anódica fueron registradas en la región de Tafel y en las cercanías del potencial de corrosión, E_{corr} , para una rapidez de barrido de 2 mV/s. A partir de cada curva se obtuvieron las pendientes de Tafel y las densidades de corriente de corrosión para cada muestra, con la cual se determinó la variación de la rapidez de la corrosión de la aleación comercial de aluminio 3003 con temple H16, como función del tratamiento térmico, a distintos tiempos de exposición [26,27].

Medidas Potenciostáticas

En estas pruebas se aplicaron potenciales constantes a la interfase metal-solución, para determinar el potencial de picadura [27]. Para ello; se realizó un sondeo entre la zona pasiva y transpasiva localizando de esta manera el potencial de picadura.

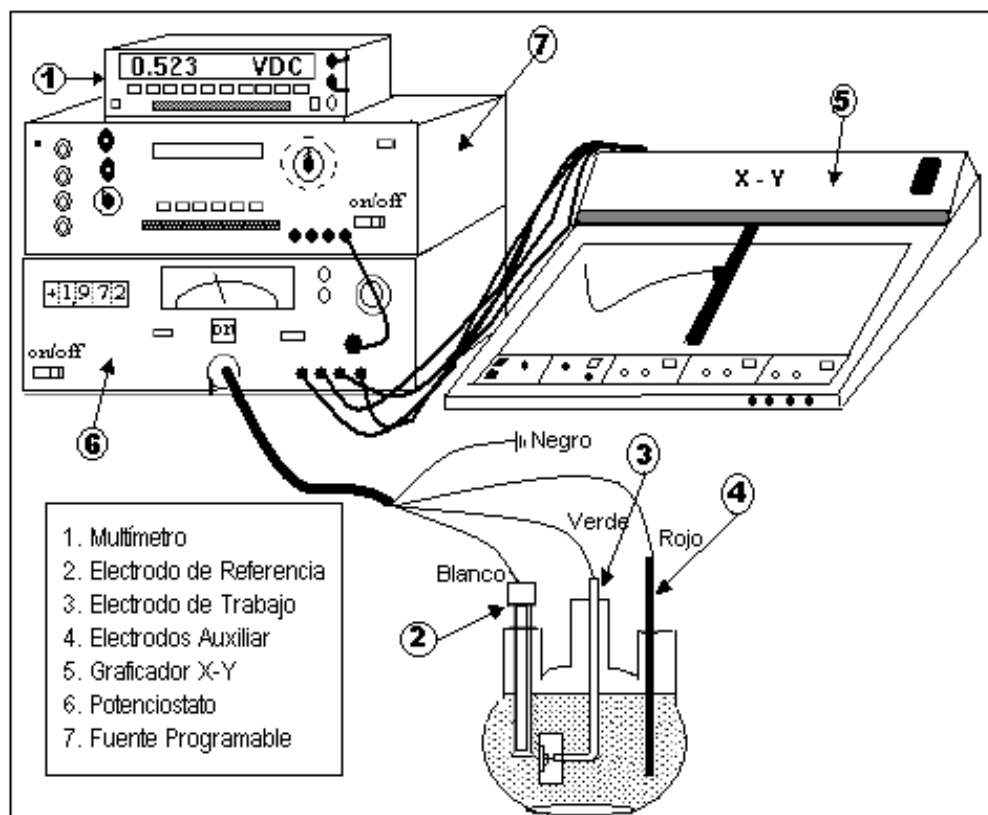


Figura 7. Montaje de los equipos usados en los estudios electroquímicos.

Medidas de Potencial a circuito abierto

En este tipo de ensayo, se estudió el comportamiento del potencial de circuito abierto con respecto al tiempo con el cual se determinaron las condiciones de equilibrio [27]. La sal de cloruro de sodio (NaCl) empleada en la preparación de las soluciones al 5% fue de grado analítico.

Preparación de muestras sin corroer y corroídas para el análisis por microscopía electrónica de barrido y microanálisis de rayos-X

Después de los ensayos electroquímicos algunas muestra de la AA 3003 de temple H16 se les realizó un sondeo morfológico de la superficie, por microscopía electrónica de barrido.

Para las muestras sin tratar térmicamente se prepararon probetas de aproximadamente 1 cm^2 de la aleación recibida de planta. Las muestras se montaron en resina siguiendo el procedimiento descrito anteriormente, luego se pulieron hasta obtener una superficie especular utilizando para el pulido grueso lijas abrasivas de SiC desde 240 hasta 1200. Para el pulido final, se uso óxido de magnesio de $2 \mu\text{m}$. Finalmente, se fijaron al portamuestras del microscopio electrónico de barrido mediante una cinta conductiva de carbono de doble cara, para su observación y microanálisis por espectroscopia de rayos-X por energía dispersiva (EDS).

RESULTADOS Y DISCUSIÓN

COMPOSICIÓN QUÍMICA DE LA ALEACIÓN DE ALUMINIO AA3003

La composición química de la aleación comercial de aluminio AA3003 determinada por espectrometría de emisión de chispa se presenta en la Tabla 2:

La mayoría de estos porcentajes de elementos entra en el rango aceptado por la Aluminium Association, excepto el del silicio (Si) que se encuentra por debajo del rango correspondiente establecido (entre 0,6 a 0,7.)

Tabla 2. Composición química (% en masa) de la aleación de aluminio AA3003 en estudio.

Elemento	Porcentaje (% m/m)	Elemento	Porcentaje (% m/m)
Si	0,20	Ni	0,0028
Fe	0,65	Ti	0,0075
Cu	0,128	B	0,013
Mn	1,042	Pb	0,0022
Mg	0,003	Al	Balance

CARACTERIZACIÓN DE LA ALEACIÓN AL-MN

La caracterización microestructural de la aleación comercial de aluminio AA3003 de temple H16, se realizó utilizando técnicas analíticas de microscopía electrónica de barrido (MEB) y espectroscopia de energía dispersiva de rayos-X (EDS). Esto con la finalidad de establecer los detalles microestructurales más representativos de la aleación.

MICROANÁLISIS POR MEB

Las observaciones por MEB realizadas comprueban la existencia de una elevada densidad de intermetálicos de segunda fase. Esto se puede ver en la Figura 8.

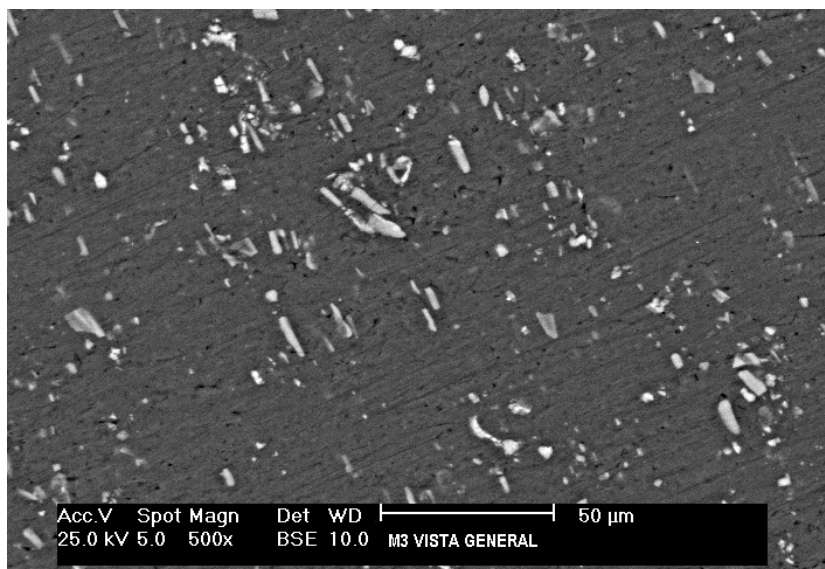
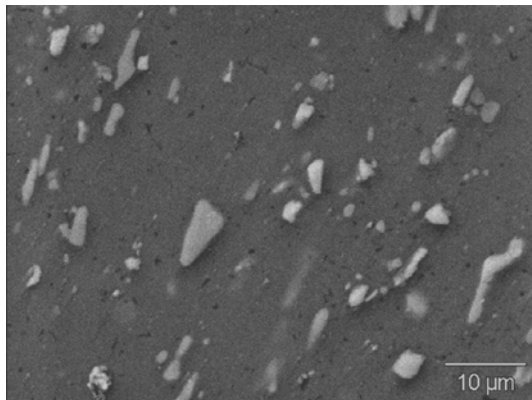
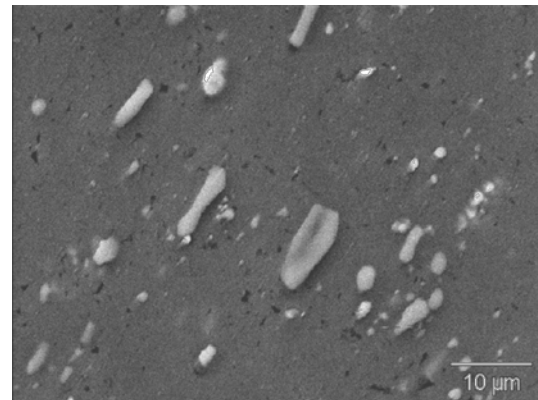


Figura 8. Micrografía por MEB obtenida de la AA3003 mostrando la distribución de partículas de segunda fase a una magnificación de 500x.

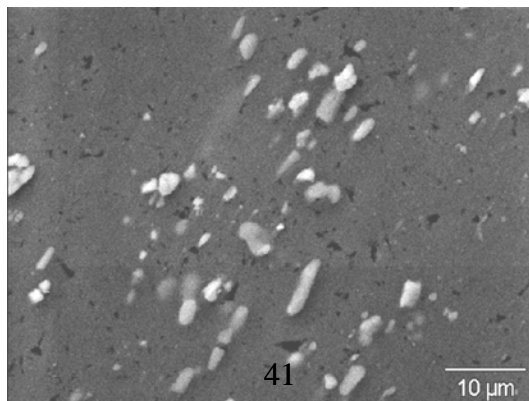
En las Figuras 9-a, 9-b y 9-c, se aprecian algunas de las morfologías de los intermetálicos de esta aleación, de tipo bastones, globulares e irregulares, características del material. Estas partículas presentaron diferentes formas y tamaños comprendidos entre 1-10 μm , distribuidas en toda la matriz. En ellas, se pueden observar como punto predominante la tendencia de estas partículas a formar aglomerados que muestran claras orientaciones preferenciales, las cuales pueden estar relacionadas o asociadas a la dirección de laminación y segregaciones preferenciales.



(9-a)



(9-b)



(9-c)

Figura 9(a-c). Micrografías por MEB obtenidas de muestras de la aleación de aluminio AA3003 a una magnificación de 5000x, mostrando las morfologías de las partículas.

MICROANÁLISIS POR EDS

El análisis puntual por espectroscopia de rayos-X de energía dispersiva (EDS) llevado a cabo en forma aleatoria sobre diferentes partículas de la misma y en otras muestras de la misma aleación, permitió comprobar la existencia de los dos tipos de partículas de segunda fase: una constituida de Al-Fe-Mn y otra compuesta de Al-Fe-Mn-Si, ambas observadas por otros investigadores en la aleación Al-Mn [16,25], los cuales presentan estequiometrías $\beta\text{-Al}_6(\text{FeMn})$ y $\alpha\text{-Al}_{12}(\text{FeMn})_3\text{Si}$, respectivamente. En las Figuras 10 y 11 se presentan los espectrogramas para ambas partículas intermetálicas características de esta aleación.

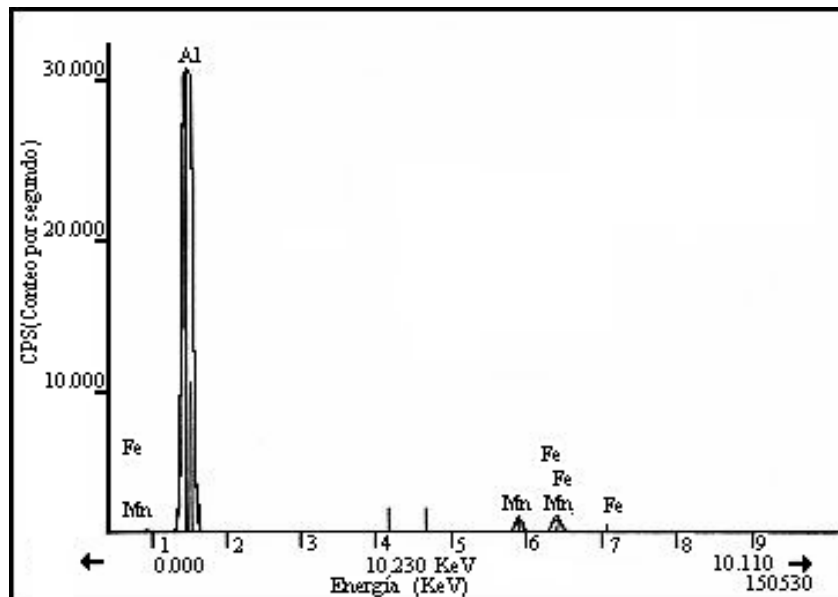


Figura 10. Espectrograma por EDS de la fase β -Al-Fe-Mn.

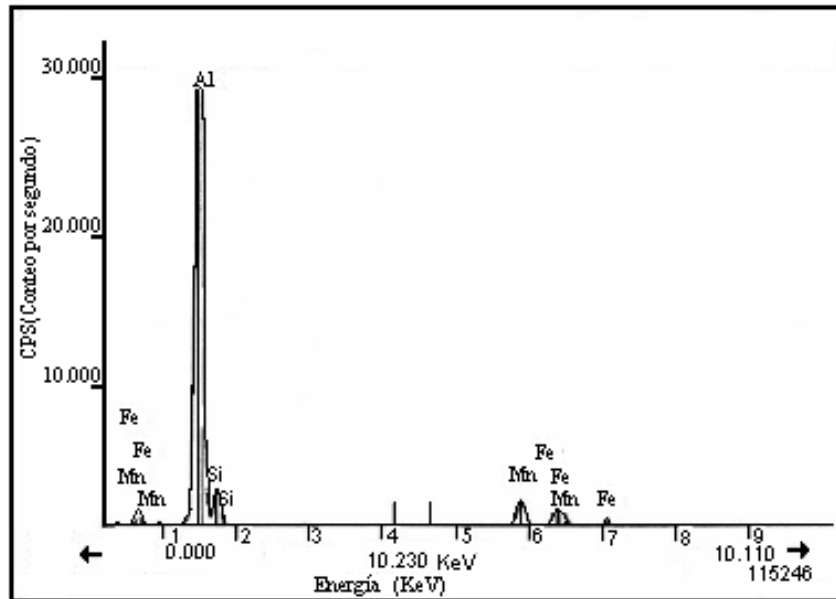


Figura 11. Espectrograma por EDS de la fase α - Al-Fe-Mn-Si.

En las Tablas 3 y 4, se presenta la composición atómica porcentual de algunas de las partículas intermetálicas β -Al(Fe,Mn) y α -Al(Fe,Mn,Si) estudiadas en esta aleación y la relación atómica Mn/Fe. En la Tabla 3 puede apreciarse que para las partículas β los elementos hierro (Fe) y el manganeso (Mn) presentan una relación mayor o igual a 2, mientras que en la Tabla 4, se aprecia que para las partículas α la relación esta en el orden de 0,7 y 1,2, respectivamente, es decir aproximadamente 1 [16].

Se puede observar una gran diferencia entre las partículas β y α en cuanto al porcentaje atómico de Fe y Mn. Las partículas α presentan un mayor porcentaje de Fe y Mn. [16,17]. Lo que nos da indicio, de que no solo el elemento Si es el que migra hacia las partículas que inicialmente son β , sino también el Fe y el Mn, dejando la matriz deficiente de ellos. Este fenómeno según ciertas investigaciones es el causante

del elevado carácter catódico de las partículas α con respecto a la matriz y las partículas β [16]. Esto trae como consecuencia que la aleación comercial de aluminio 3003, presente un alto nivel de corrosión localizada (en especial corrosión por picadura) cuando la fracción de las partículas α es demasiado elevada.

Tabla 3. Composición elemental de algunas de las partículas de segunda fase β -Al-Fe-Mn encontradas en la aleación 3003.

Partículas	Porcentaje atómico			Relación manganeso/hierro
	²⁷ Al	⁵⁶ Fe	⁵⁵ Mn	Mn/Fe
1	98,21	0,35	0,72	2,05
2	96,92	0,18	0,49	2,72
3	98,41	0,13	0,46	3,53
4	98,60	0,08	0,32	4,00
5	98,55	0,14	0,35	2,50
6	99,24	0,10	0,32	3,20
7	98,95	0,11	0,34	3,10
8	98,46	0,06	0,42	7,00
9	98,40	0,17	0,47	2,76

10	99,60	0,09	0,30	3,33
11	98,29	0,07	0,67	9,57
12	98,66	0,05	0,28	5,60
13	98,06	0,11	0,42	3,82
14	99,22	0,10	0,58	5,80
15	98,69	0,10	0,39	3,90
16	97,74	0,09	0,48	5,30
17	98,09	0,24	0,48	2,00
18	98,90	0,10	0,42	4,20
19	99,09	0,13	0,46	3,54
20	98,65	0,18	0,49	2,72

Tabla 4. Composición elemental de algunas de las partículas de segunda fase α -Al-Fe-Mn-Si encontradas en la aleación 3003.

Partículas	Porcentaje atómico				Relación manganeso/hierro
	²⁷ Al	⁵⁶ Fe	⁵⁵ Mn	²⁸ Si	Mn/Fe
1	82,21	6,22	6,57	4,28	1,05
2	90,97	2,39	2,93	2,54	1,23
3	87,77	3,90	4,35	3,25	1,12
4	77,27	8,64	7,86	5,38	0,91
5	85,85	4,85	5,01	3,50	1,03
6	87,65	4,59	4,06	3,20	0,88
7	80,59	8,30	5,61	3,96	0,68
8	90,45	2,99	3,12	2,64	1,04
9	87,70	4,42	3,89	3,36	0,88

10	87,57	6,02	4,26	0,98	0,71
11	87,62	4,87	3,74	2,97	0,77
12	90,47	2,87	3,06	2,49	1,07
13	92,80	1,07	2,38	1,96	2,22
14	87,33	3,60	3,86	3,07	1,07
15	81,73	7,18	5,20	4,44	0,72
16	94,67	1,35	1,74	0,82	1,29
17	77,16	1141	7,37	3,01	0,64
18	73,71	0,85	11,19	3,75	1,03
19	82,37	7,24	6,93	2,83	0,96
20	78,42	9,01	8,28	3,46	0,92

FRACCIÓN TRANSFORMADA DE $\beta \rightarrow \alpha$

A través del estudio puntual por MEB/EDS se pudo comprobar que a la temperatura de 500 °C, se produjo la transformación de fase $\beta \rightarrow \alpha$, ya que hubo un aumento progresivo de la fracción transformada $\beta \rightarrow \alpha$, como se aprecia en la Tabla 5.

A consecuencia del gran número de muestras disponible y lo costoso de la técnica empleada (Análisis puntual de microanálisis por EDS), se tuvo que reducir de 8 (ocho) a 4 (cuatro) muestras, para determinar la variación de la fracción de las partículas α con respecto al tiempo de exposición a 500 °C. Las muestras analizadas fueron: las no tratadas y las tratadas térmicamente a 500 °C por 60,120 y 180 minutos. En cada una de estas muestras se estudiaron 10 campos de observación, en las cuales se identificaron las partículas intermetálicas β y α , dependiendo de la presencia o no del elemento silicio (Si).

El análisis metalográfico realizado corroboró los cambios de estados de fases en las partículas intermetálicas presente de la microestructura del material tratado térmicamente a 500 °C a los distintos tiempos de exposición, como puede apreciarse en la Tabla 5. y claramente en la Figura 12.

En general se observaron 10 campos por muestras y se analizaron por EDS 10 partículas por campo para tener una estadística aceptable y acorde a nuestras exigencias. En la Tabla 5 se presentan los resultados de la fracción transformada a α .

Tabla 5. Fracción transformada a α a la temperatura de 500 °C.

Tiempo de exposición (min)	Fracción transformada a α
0(sin tratar)	0,20±0,11
60	0,25±0,11
120	0,47±0,08
180	0,57±0,13

Estos resultados comprueban que en realidad se produjeron los cambios esperados en la aleación de aluminio 3003, al tratarla térmicamente a la temperatura de 500 °C.

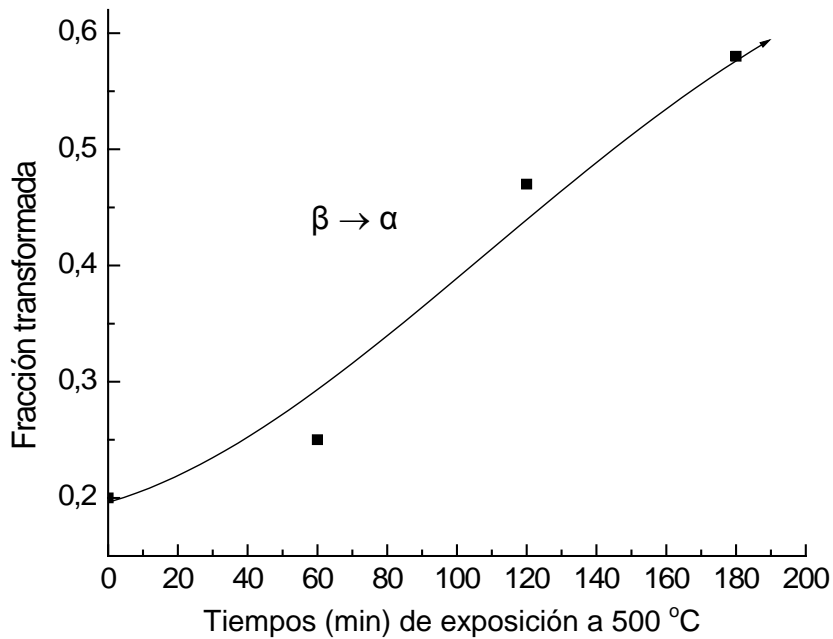


Figura 12. Gráfica que ilustra la transformación de fase β a α , a través del tiempo de la AA3003.

ESTUDIOS ELECTROQUÍMICOS

Potencial a circuito abierto

A continuación se presentan los estudios de potencial a circuito abierto. Estos se obtuvieron a través de un monitoreo constante por un periodo de tiempo de cuatro (4) horas. En ellos se mantuvieron constantes algunos de los factores electroquímicos más importantes que pudieran haber influido en las lecturas de los potenciales (temperatura, electrolito y concentración) y teniendo como única variable la fracción de las partículas α resultantes de la transformación $\beta \rightarrow \alpha$.

Las curvas de potencial a circuito abierto en solución de NaCl al 5% se muestran en la Figura 13. En ellas se observa un desplazamiento del potencial de circuito abierto hacia valores más negativos o hacia la zona activa, de las muestras tratadas térmicamente con respecto a la inicial. Todo esto demuestra que el potencial de equilibrio a circuito abierto para esta aleación depende básicamente de la transición de fases $\beta \rightarrow \alpha$. Ello se evidencia al comparar su dependencia con el tiempo de exposición a los 500 °C a la cual ocurre la transformación de fase.

En las Figuras 14 y 15, se grafican los potenciales de equilibrio a circuito abierto (este fue obtenido estadísticamente a partir de cada curva desde que la lectura del potencial se estabilizó) para cada muestra en función del tiempo de exposición y con la fracción de la fase α calculada, respectivamente. En ellas se puede observar más notoriamente la influencia de las partículas de segunda fase en el comportamiento electroquímico de la aleación. La constante de linealidad tanto del tiempo de exposición como de la fracción de α versu potencial a circuito abierto son de 0,9363 y 0,9786, lo que demuestra una tendencia lineal o una proporcionalidad de estas variables.

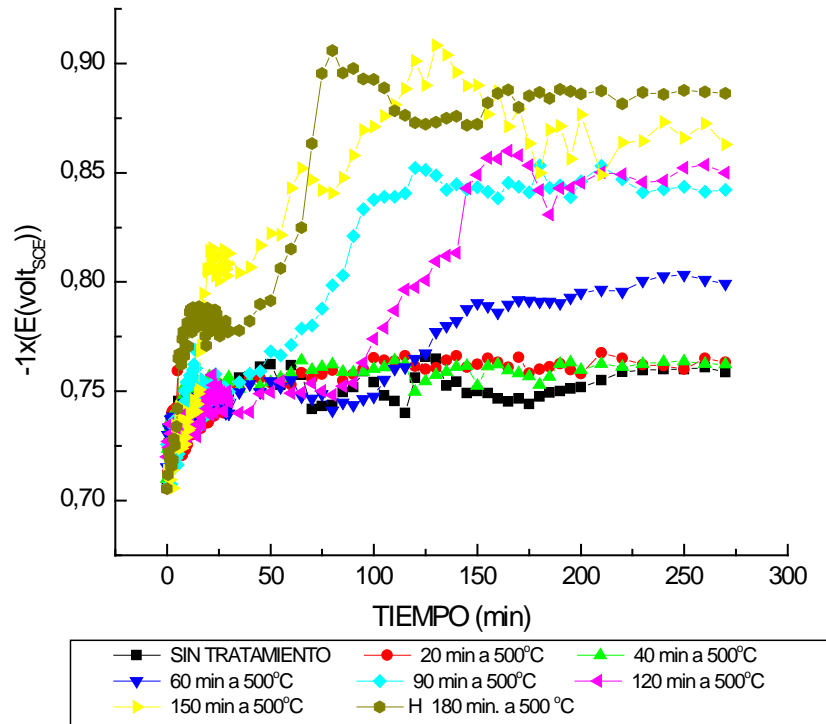


Figura 13. Curvas de potencial a circuito abierto para las muestras de la AA3003 tratadas térmicamente a 500 °C a distintos tiempos de exposición.

Estudio de polarización potenciodinámica

En la Figura 16, se muestran las curvas de Tafel (curvas de polarización) para cada muestra, en ella se puede observar de igual manera que el potencial de corrosión se desplaza hacia los valores más negativos a medida que se incrementa la fracción de intermetálicos α . Todo esto demuestra que la transformación de las partículas $\beta \rightarrow \alpha$, inducida de manera progresiva a la temperatura de 500 °C, aumenta la susceptibilidad a la corrosión por picadura de esta aleación, lo que a su vez evidencia el carácter catódico de la fase α con respecto a la matriz observados por otros investigadores [7,13,25].

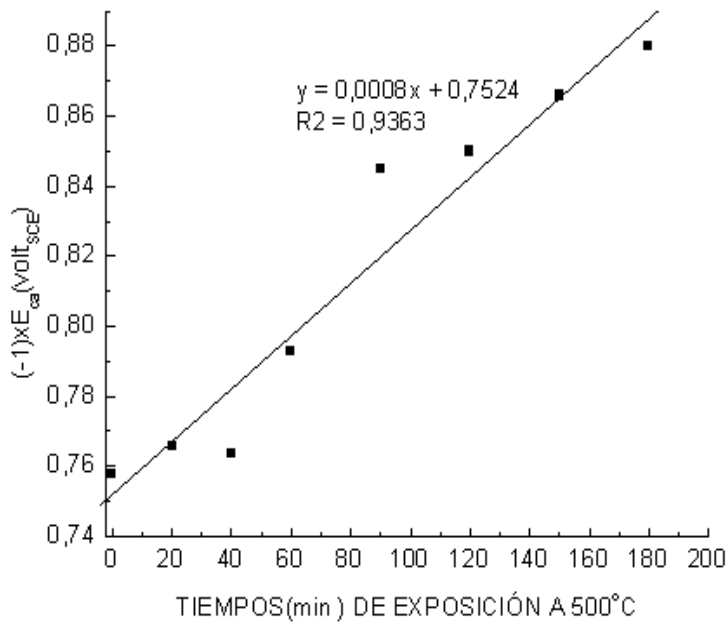


Figura 14. Relación entre el potencial de equilibrio a circuito abierto a las cuatros horas y el tiempo de exposición a 500 °C.

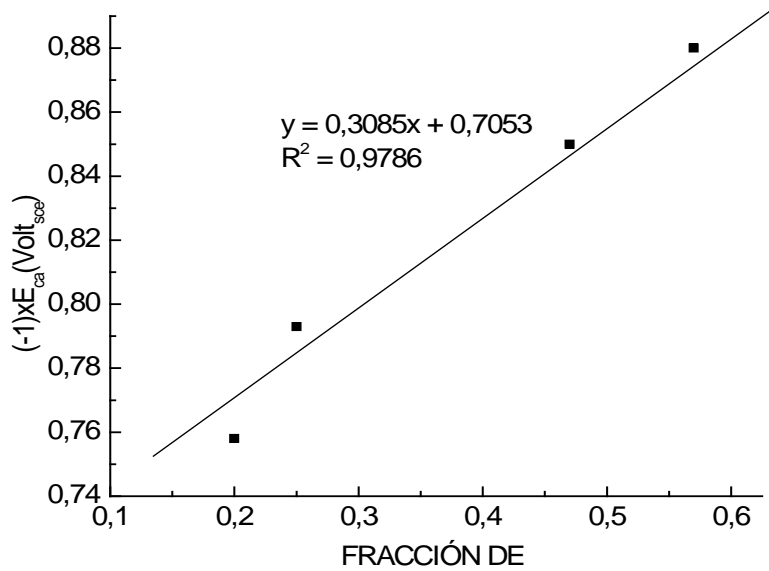


Figura 15. Relación entre el potencial de equilibrio a circuito abierto a las cuatros horas y la fracción de α .

α

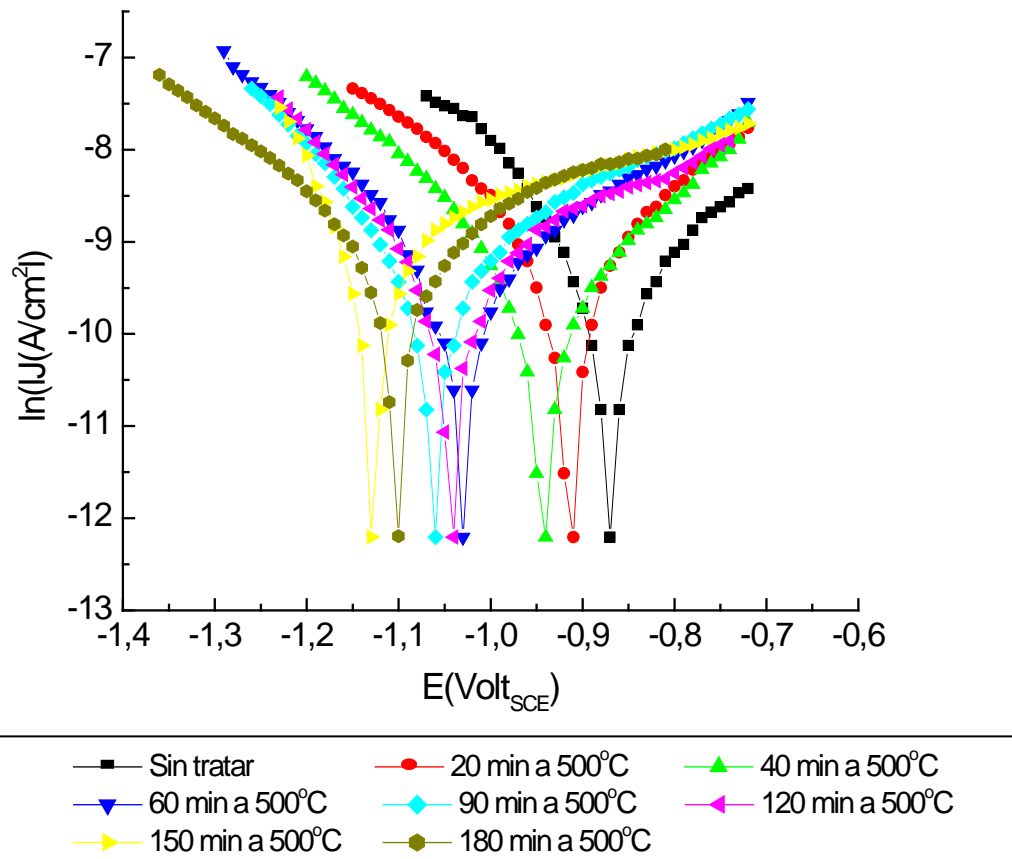


Figura 16. Curvas potenciodinámicas (curvas de Tafel) de la aleación de aluminio 3003 tratada térmicamente a la temperatura de 500 °C en solución de cloruro de sodio al 5%, por diferentes tiempos, para inducir diferentes fracciones transformadas $\beta \rightarrow \alpha$.

Los parámetros electroquímicos obtenidos a partir de las curvas de Tafel se muestran en la Tabla 6, se puede apreciar que además del desplazamiento del potencial de corrosión como del potencial de equilibrio a las cuatro horas de exposición en este medio, la rapidez de corrosión de igual manera se incrementa desde 0,5989 mm/año para la aleación sin tratamiento térmico, hasta 1,3078 mm/año después de haberla tratado térmicamente a 500 °C durante 180 minutos.

Tabla 6. Parámetros electroquímicos obtenidos de la AA3003 tratada térmicamente a 500 °C durante varios períodos de tiempo y sometida a corrosión acelerada en una solución de NaCl al 5%.

Tiempo (min.)	$\beta_{\text{cátodica}}$ (mV)	$\beta_{\text{anódica}}$ (mV)	E_p (mV)	E_{corr} (mV)	E_{ca} (mV)	i_{corr} (μA)	V_{corr} (mm/año)
Sin tratamiento	-12,969	10,2850	-734	-850	-758	54,942	0,5989
20	-8,8526	9,0868	-777	-910	-766	82,845	0,9030
40	-8,8087	9,8800	-821	-940	-764	62,041	0,6752
60	-9,3689	6,1662	-840	-1030	-793	80,015	0,8722
90	-12,4170	5,0050	-918	-1060	-845	92,349	1,0066
120	-12,1390	4,4138	-941	-1040	-850	83,757	0,9130
150	-17,4110	2,7500	-970	-1130	-866	131,77	1,4363
180	-9,5876	2,7994	-973	-1100	-880	119,98	1,3078

Graficando la rapidez de corrosión versus la fracción transformada de α a la temperatura de 500 °C, se obtiene una curva que presenta cierta linealidad, cuya constante de linealidad es de 0,7884, como se muestra en la Figura 17. La rapidez de corrosión se obtuvo a partir de la relación 19 descrita en la introducción.

Este comportamiento se puede explicar como es evidente, a través de la transformación de fase $\beta \rightarrow \alpha$, inducidas por tratamiento térmico. Esto se debe a que las partículas α , además de tener silicio (Si) en su composición, presentan una porcentaje mayor de Fe (hierro) y Mn (manganeso) superior al de la matriz de aluminio, lo cual pudiera originar una diferencia de potencial mayor con respecto a ésta, dando como resultado la diferencia de potencial ánodo-cátodo de las microceldas galvánicas responsables de las picaduras [25].

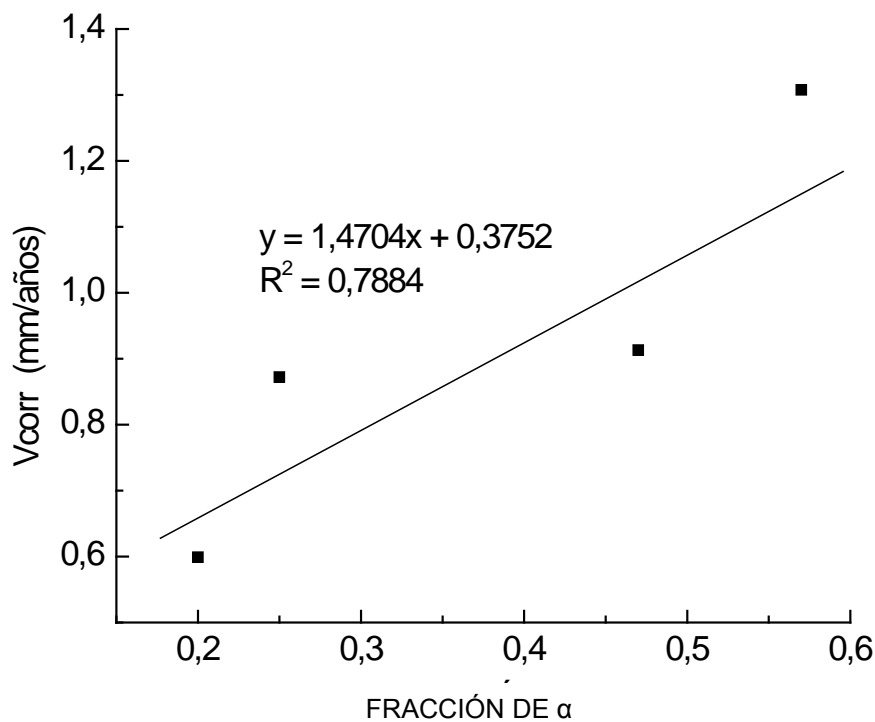


Figura 17. Relación entre la rapidez de corrosión y la fracción de α .

Estudios potencioestáticos

Este estudio se realizó para determinar el potencial de picadura (E_p), que nos indica el límite de potencial por encima del cual el material tiene tendencia termodinámica a picarse. Para ello, se efectuó un sondeo entre la región pasiva y transpasiva en la que

se localiza el potencial de picadura. Esto se hizo gracias a la utilidad del graficador X-Y, que permitió observar en el papel milimetrado el potencial para el cual se incrementó rápidamente la corriente de corrosión y la medida fue tomada haciendo uso de un multimedidor marca Keithley 197A Autoranging Microvolt.

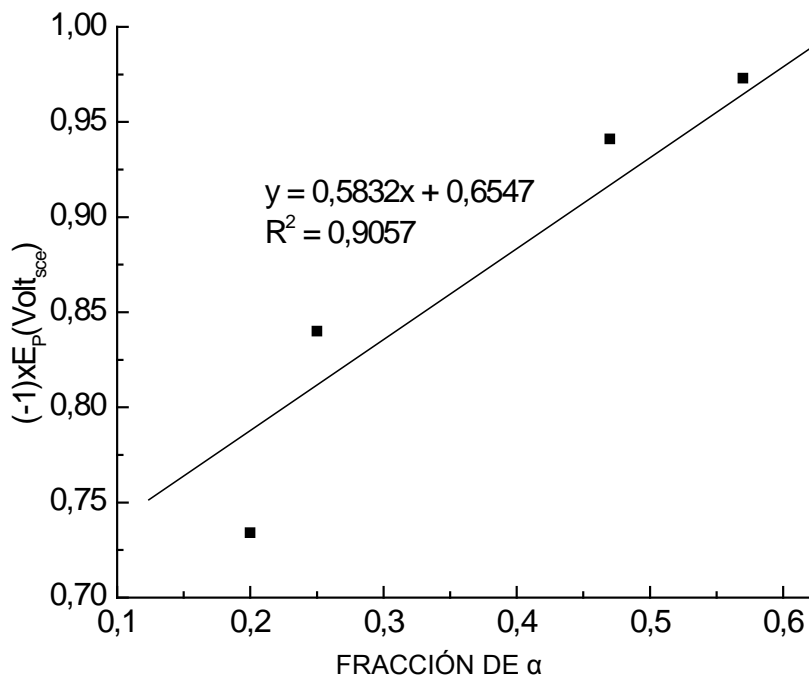


Figura 18. Relación del potencial de picadura (E_p) y la fracción de partículas α durante la transformación $\beta \rightarrow \alpha$.

Los valores obtenidos para el E_p , se muestran en la Tabla 6 y presentan de igual manera un comportamiento de desplazamiento hacia la zona más negativa a medida que se incrementa la fase α resultado de la transformación $\beta \rightarrow \alpha$. Todo esto demuestra la gran influencia de las partículas intermetálicas en el proceso corrosivo de la aleación comercial de aluminio 3003. El potencial de picadura varía desde -0,734 Volt en la muestra traída de planta (sin tratar térmicamente) hasta -0,973 Volt después de haberla tratado térmicamente por un periodo máximo de 180 minutos en la cual la fracción de α encontrada fue de 0,58. En la Figura 18, se puede observar en

detalle la gran influencia del incremento de las partículas intermetálicas α sobre el potencial de picadura (E_p) de esta aleación.

ESTUDIO MORFOLÓGICO DE LAS MUESTRAS LUEGO DE SER ATACADAS ELECTROQUÍMICAMENTE

La participación de las partículas intermetálicas en la inducción del proceso de corrosión por picadura en la AA3003, ha sido comprobada en numerosos estudios, en especial en las aleaciones de aluminio, los cuales han llevado a los investigadores a establecer que la nucleación de la picadura es afectada frecuentemente por el carácter electroquímico, la población, tipo y tamaño de las partículas intermetálicas presentes [10,11,13,14,25].

Tomando en cuenta lo antes expuesto y habiendo considerado el efecto de las partículas de segunda fase presentes en la aleación de aluminio como la causa fundamental en la susceptibilidad a la corrosión por picadura y de la variación electroquímica de los valores experimentales obtenidos (presente en la Tabla 6), se realizó un análisis detallado combinando la microscopía electrónica de barrido y el microanálisis de rayos-X por dispersión de energía (MEB/EDS) en distintas muestras en estudio.

En las Figuras 19, se puede apreciar el carácter altamente localizado del proceso de corrosión en la aleación comercial de aluminio CVG- ALCASA AA3003, después de haberla expuesto al medio agresivo de cloruro de sodio al 5%.

Las partículas de segunda fase, como puede apreciarse en las micrografías por MEB de la Figura 20, tienen una amplia participación en el proceso corrosivo altamente localizado de la corrosión por picadura de la aleación AA3003, la cual se

señalan con las letras A, B y C. Al ser sometida al ataque corrosivo en medio ambiente salino.

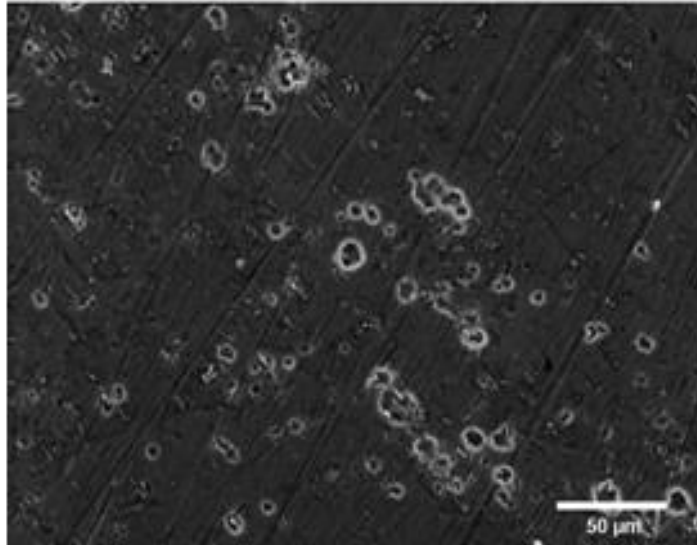


Figura 19. Micrografías por MEB que muestran el ataque localizado de la corrosión en la aleación 3003.

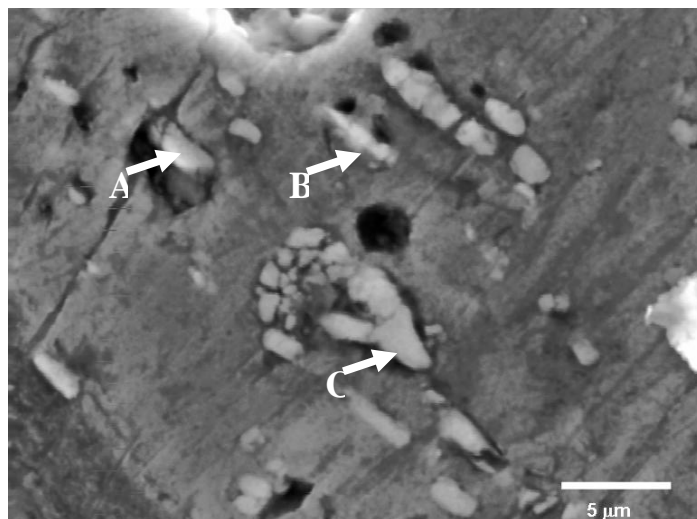


Figura 20. Micrografía por MEB mostrando la participación de las partículas de segunda fase en el proceso de corrosión.

ESTUDIO DEL PROCESO DE INICIACIÓN DE LA CORROSIÓN POR PICADURA ASOCIADO CON PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE

En la Figura 21, se puede apreciar que en el entorno de ciertas partículas el ataque es muy localizado a los 30 minutos de haber expuesto la muestra a este medio agresivo salino. Las partículas señaladas (resaltadas con A y B) en la Figura 21, presentaron como se muestra en la Tabla 7, el elemento silicio, es decir resultaron ser α y la partícula C no presentó este elemento por ende corresponde a una partícula β .

Tabla 7. Composición porcentual atómica de partículas de segunda fase encontradas en la aleación 3003.

<i>Partículas</i>	<i>O</i>	<i>Al</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Fe</i>
<i>A</i>	1,09	83,38	3,96	5,80	5,76
<i>B</i>	0,89	83,72	3,50	5,30	6,59
<i>C</i>	0,89	96,73		1,52	0,85

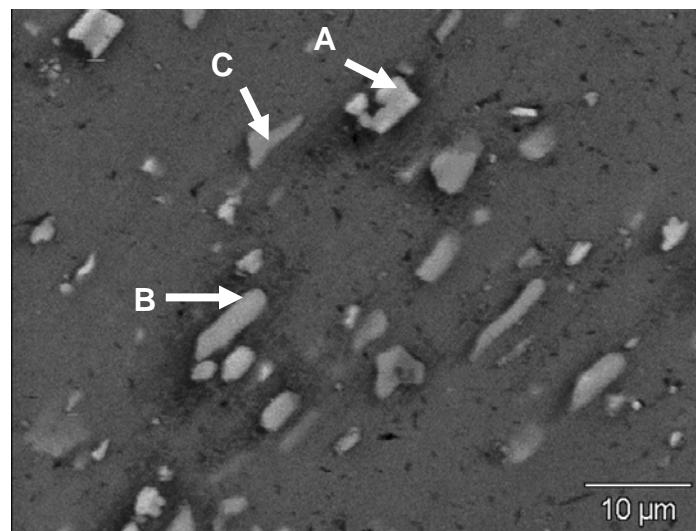


Figura 21. Micrografía por MEB de la muestra expuesta por 30 minutos en solución de cloruro de sodio al 5% que muestra la participación de las partículas de segunda fase en el proceso de iniciación de la corrosión por picadura.

Esto nos demuestra la definitiva participación de las partículas de segunda fase α en el proceso de corrosión por picadura de la AA3003. Estos resultados sugieren que el proceso de incubación e iniciación de la corrosión por picadura en esta aleación está altamente influenciado por la fracción de las partículas de segunda fase.

Estos análisis por MEB/EDS corroboraron la gran influencia de los dos tipos de partículas intermetálicas presentes en la aleación de aluminio 3003. Estas presentan un comportamiento electroquímico distinto a la matriz, lo que ocasiona su participación directa en el proceso de corrosión. La fase α -(Al-Fe-Mn-Si), por lo que se pudo comprobar en los estudios de MEB/EDS, parece ser más noble que la matriz de aluminio, actuando como cátodo activo y conduciendo a la disolución de la matriz en la interfase matriz/partícula α , con indudable iniciación de picadura en la zona donde la partícula se encuentra localizada, evidenciado por el área levemente sombreada que rodea la partículas, actuando estos sitio como centros de nucleación, tal como se ilustra en las micrográficas por MEB de las Figuras 22, 23 y 24, donde se muestra el papel que tienen las partículas β -(Al-Fe-Mn) y α -(Al-Fe-Mn-Si), para las cuales se determinaron sus respectivas composiciones elementales por MEB/EDS, como se ilustran en los espectrogramas que acompañan las micrográficas por MEB.

La fase β -(Al-Fe-Mn) se presenta como inerte, es decir, no participa en el proceso de corrosión, ya que presentan actividad corrosiva prácticamente nula, tal como se ilustra en las Figuras 22, 23, 24 y 25. Esta naturaleza inerte de β y catódica de α corroboran resultados obtenidos en un trabajo reciente [25].

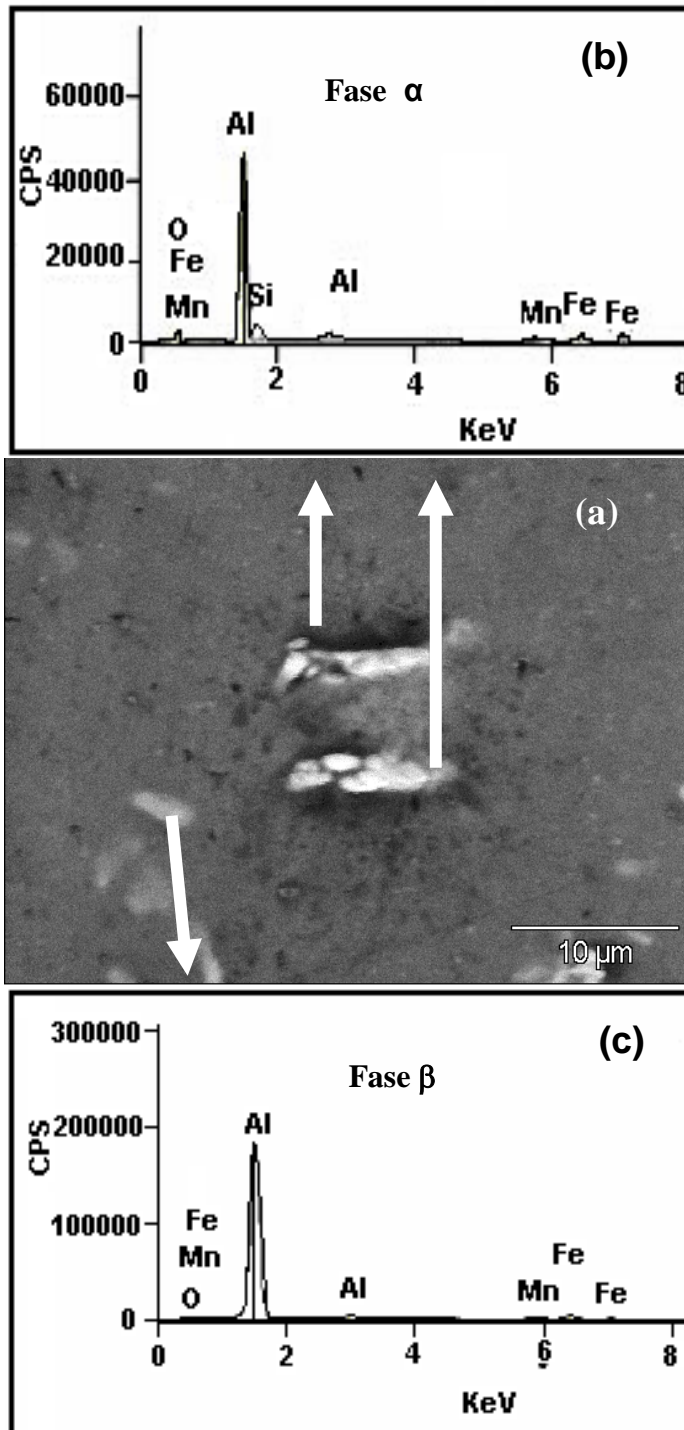


Figura 22. (a) Micrografía por MEB mostrando el ataque localizado alrededor de partículas α -Al-Fe-Mn-Si y el carácter inerte de β -Al-Fe-Mn, (b) y (c) espectros por EDS adquiridos sobre partículas α -Al-Fe-Mn-Si y β -Al-Fe-Mn respectivamente.

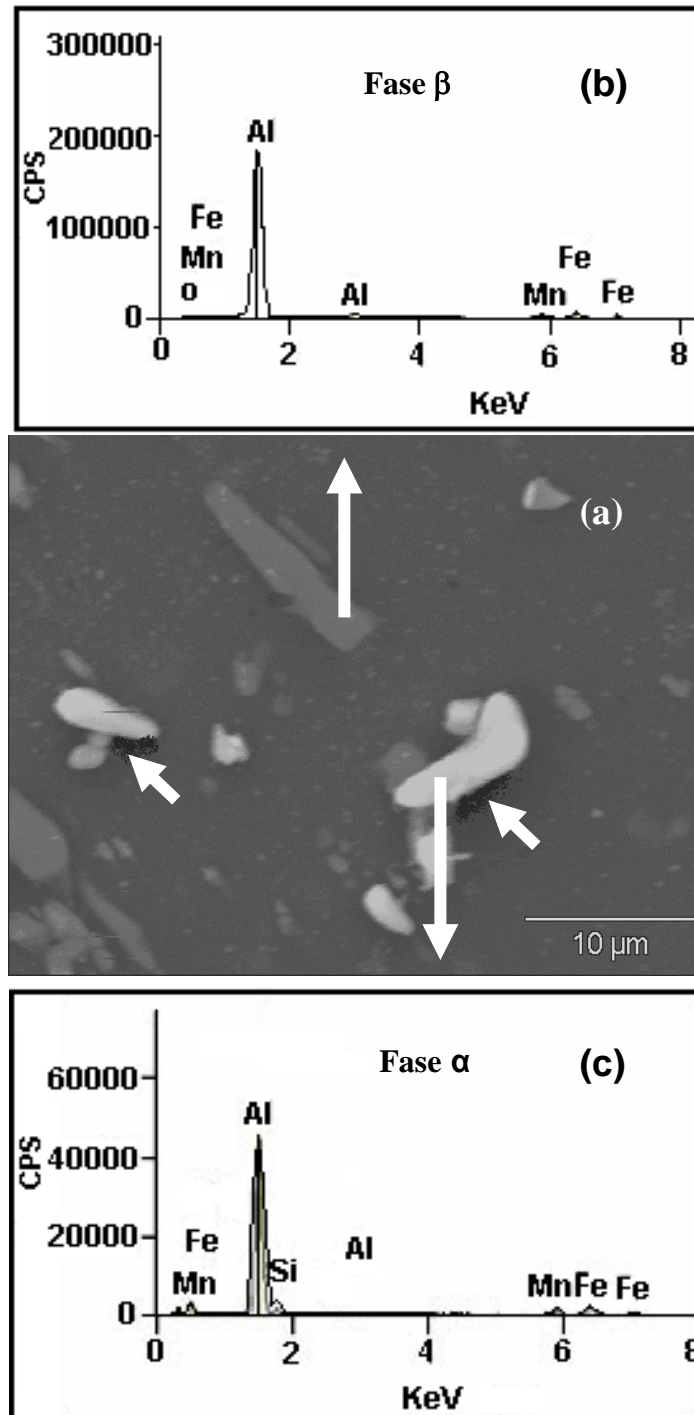


Figura 23. (a) Micrografía por MEB y EDS mostrando carácter activo e inerte de las partículas intermetálicas α -Al-Fe-Mn-Si y β -Al-Fe-Mn, (b) y (c) espectros por EDS adquiridos sobre las partículas β -Al-Fe-Mn y α -Al-Fe-Mn-Si.

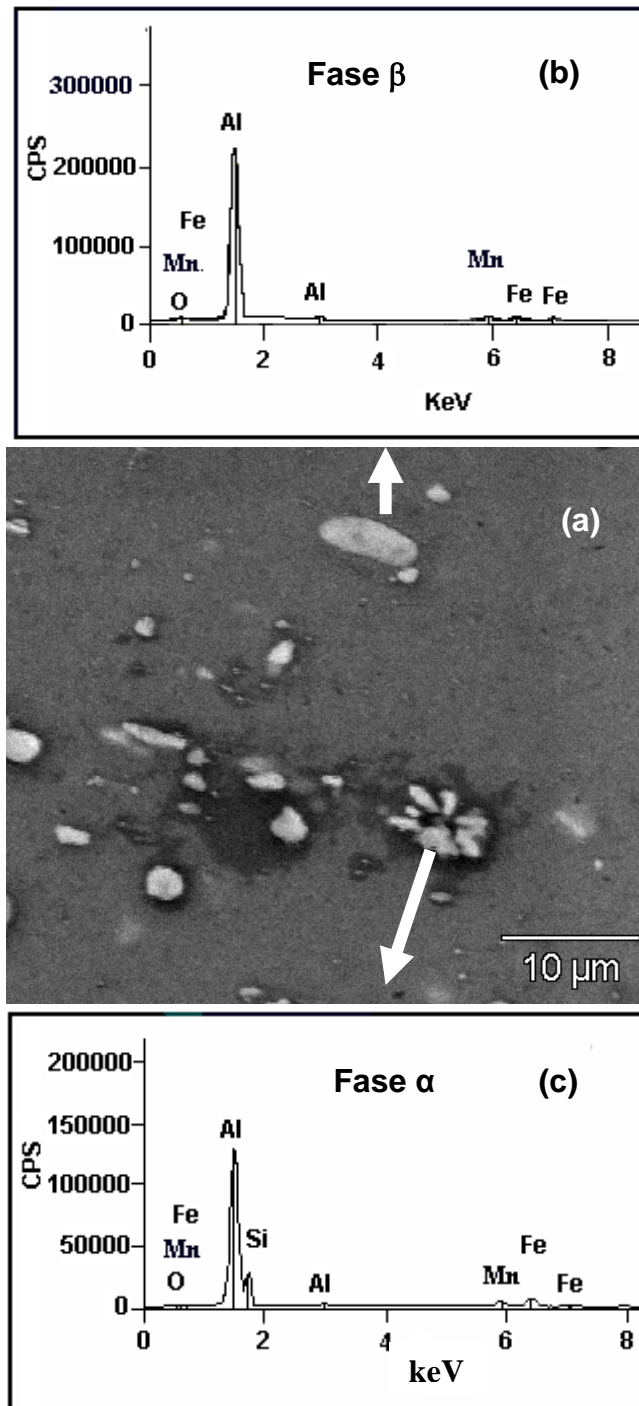


Figura 24. (a) Micrografía por MEB y EDS mostrando carácter activo de las partículas intermetálicas α -Al-Fe-Mn-Si y el carácter inerte de β -Al-Fe-Mn, (b) y (c) espectros por EDS adquiridos sobre las partículas β -Al-Fe-Mn y α -Al-Fe-Mn-Si.

ANÁLISIS DEL MICROMECHANISMO DE LA INCUBACIÓN E INICIACIÓN DE LA CORROSIÓN POR PICADURA

Un proceso de incubación es aquel que transcurre en un tiempo determinado, necesario para que las condiciones del medio sean actas o favorables de manera que se inicie un determinado fenómeno. En nuestro caso, el proceso de incubación de las picaduras se puede decir que comienza desde el momento en que las muestras son expuestas al medio corrosivo (solución salina) y termina cuando se inicia el proceso, que es el tiempo para el cual se estabiliza el potencial de equilibrio a circuito abierto, considerado el potencial al cual se halla la muestra cuando se deja evolucionar naturalmente, sin imponer un sobrepotencial continuo. Para muchos investigadores suele ser habitualmente el potencial de corrosión E_{corr} , más no es siempre así [4,21]. Este potencial representa el estado de equilibrio de la muestra en el medio corrosivo desde el punto de vista de potencial, una vez que el proceso corrosivo se hace continuo.

En el presente estudio, se observó, como se ilustra en la Figura 13, que para las muestras tratadas térmicamente a 500 °C a 20, 40 y 60 minutos de exposición, el potencial a circuito abierto se equilibró aproximadamente a los 20 minutos, mientras que para las demás muestras se estabilizó inicialmente entre 10 a 30 minutos, aumentando luego y estabilizándose en tiempos que no presentaron ninguna secuencia con el proceso de transformación de fase. Esto demuestra que el proceso de corrosión por picadura es un sistema dinámico, en donde en cualquier momento las zonas que son atacadas pueden pasivarse, mientras que otras pueden ser atacadas. De tal manera que se puede inferir que el tiempo de incubación para la aleación bajo estudio está entre 20 y 30 minutos aproximadamente y es independiente al tratamiento térmico realizado a la aleación, como era de esperarse, ya que depende del intermetálico presente y no del número de estos. En la Figura 25, se ilustra la participación de las partículas α en la disolución anódica de la matriz de la AA3003,

para un tiempo de exposición de 30 minutos al medio agresivo (solución de NaCl al 5%).

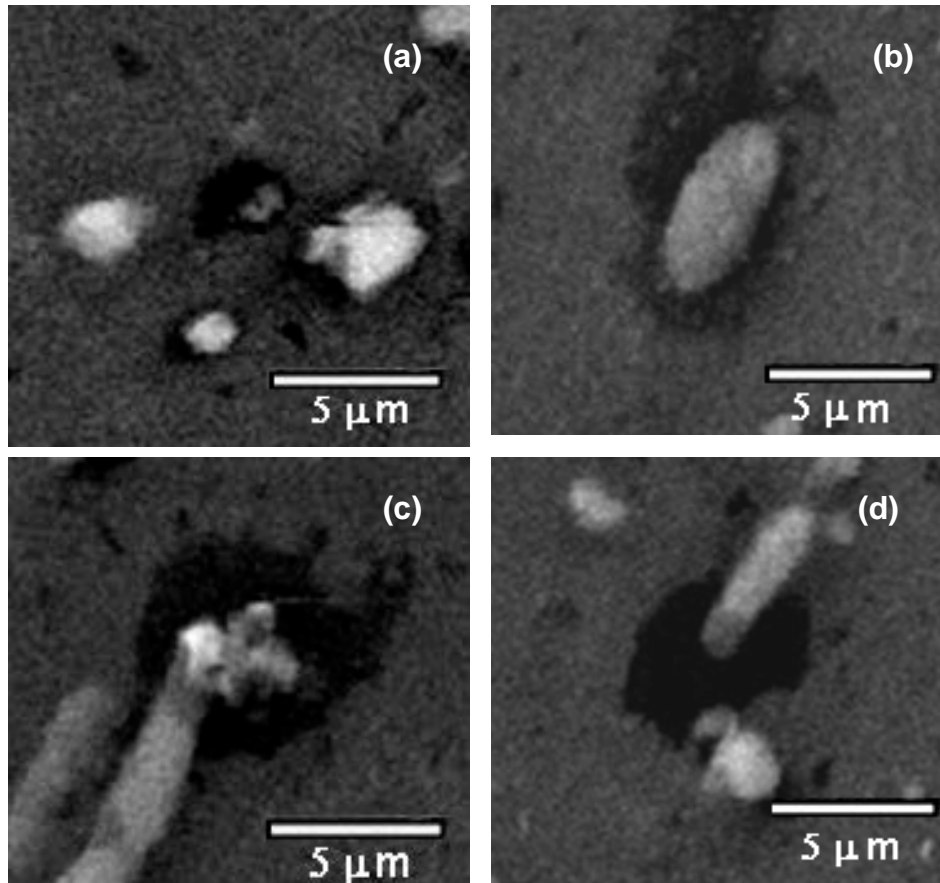


Figura 25. (a), (b), (c) y (d) Micrografías por MEB que muestran la participación de las partículas intermetálicas α como centros de nucleación e iniciación del proceso de la corrosión por picadura en la aleación de aluminio 3003.

Todos estos estudios demuestran que el micromecanismo principal a través del cual, tiene lugar el proceso de iniciación de la picadura en la AA3003 es mediante la formación de las micropilas galvánicas matriz/partícula α , resultando la disolución anódica de la matriz de Al (aluminio) que rodea la partícula α , a partir del debilitamiento localizado de la capa protectora de óxido de aluminio sobre las zonas donde se encuentran las partículas intermetálicas. Este micromecanismo de la

corrosión por picadura asociado con la formación α . de una micropila galvánica matriz/partícula α , se ilustra en la Figura 26.

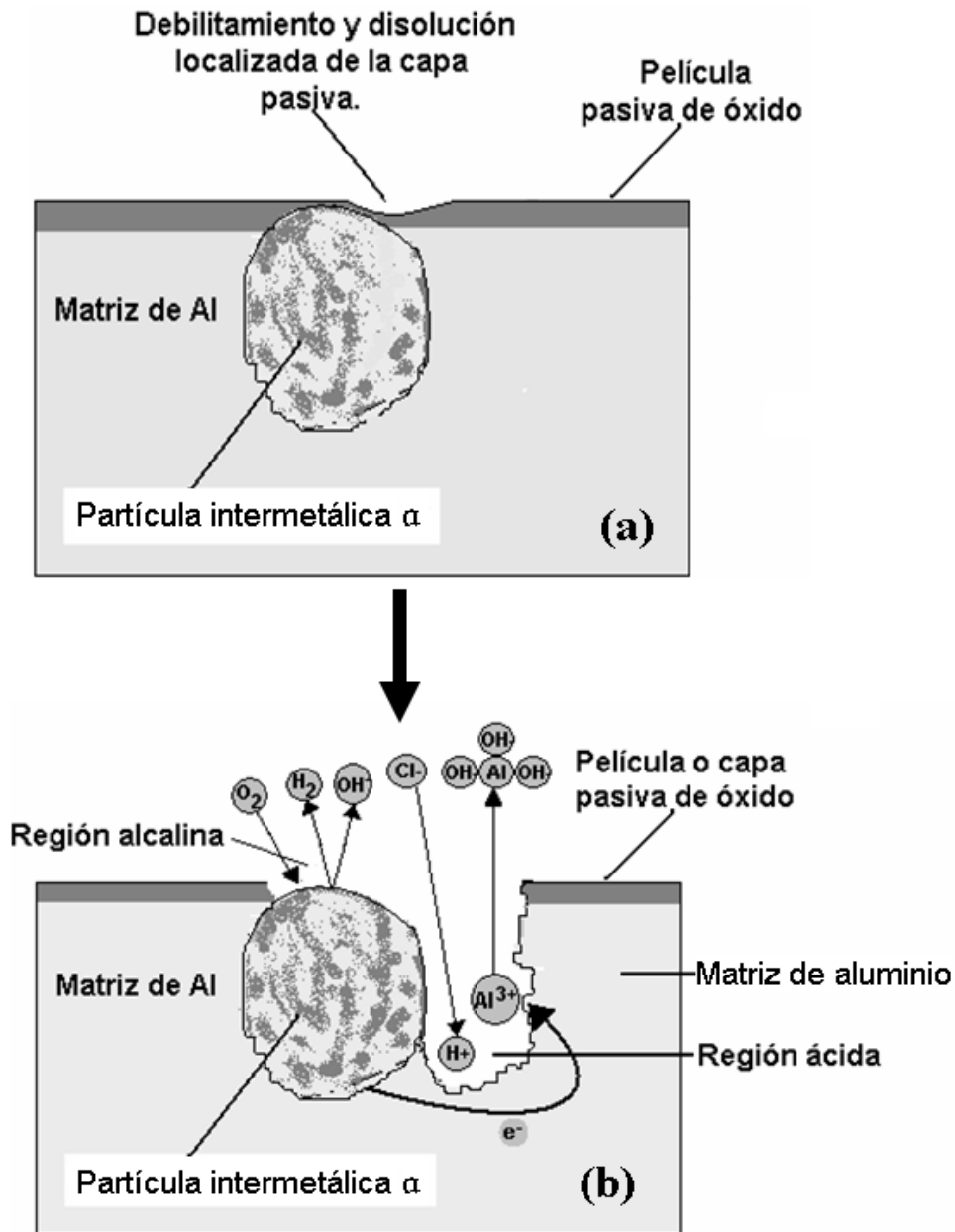


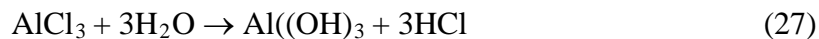
Figura 26. Micromecanismo de microceldas galvánicas del sistema matriz-intermetálico α : a) Disolución localizada de la capa pasiva como proceso determinante de la incubación e iniciación de la corrosión por picadura y b) Formación y desarrollo de la corrosión por picadura.

El proceso de corrosión procede de la siguiente manera: una vez disuelta la película pasiva (como se ilustra en la Figura 26(a)), en la región alcalina que es el entorno del intermetalico catódico, el hidrógeno se reduce a hidrógeno molecular y el oxígeno pasa de oxígeno molecular a hidroxilo, al reaccionar con el agua por reducción, como se explicó en las ecuaciones 7 y 9.

En contra parte en la zona ácida debe ocurrir la disolución de la matriz de aluminio y la reacción inmediata del aluminio catiónico como agente anfótero con el agua y con el ion cloruro presente en el medio, tal como se muestra en las siguientes reacciones:



Estas dos últimas reacciones (25 y 26) deben dar origen a un alto nivel de acidez en la región anódica, en la cual, la última reacción indica la existencia de un proceso autocatalítico determinado por la reacción del cloruro de aluminio con el agua produciéndose el ácido clorhídrico que es un agente ácido extremadamente fuerte y causante del deterioro masivo o violento de la matriz de aluminio, a través de la cual progresa la corrosión por picadura, tal como se ilustra en las siguientes ecuaciones:



Todo este análisis nos permite inferir que a medida que se encuentren más centros de nucleación (partículas intermetálicas α que presentan carácter catódico con respecto a la matriz) en la superficie de la aleación de aluminio, esta se deteriorará más rápidamente, disminuyendo así, su tiempo de vida útil.

CONCLUSIONES

Una vez culminado este trabajo de investigación se llegó a las siguientes conclusiones:

La aleación comercial de aluminio CVG-ALCASA AA3003, presenta una alta densidad de partículas de diferentes formas y tamaños.

A los 500 °C la fracción transformada de fase $\beta \rightarrow \alpha$, se produjo de manera progresiva, encontrando 0,20 para la muestra traída de planta y 0,58 después de exponerla al tratamiento térmico por 3 horas, corroborando así, los resultados obtenidos por otros investigadores.

El potencial de equilibrio, el potencial de picadura y el potencial de corrosión se desplazaron a la región más negativa, demostrando que la aleación comercial de aluminio AA3003 disminuye su resistencia a la corrosión en especial a la corrosión por picadura, a medida que se incrementa la transformación $\beta \rightarrow \alpha$.

A medida que se incrementa la transformación de fase $\beta\text{-Al(Fe,Mn)} \rightarrow \alpha\text{-Al(Fe,Mn)Si}$ aumenta la rapidez de corrosión de la AA 3003.

La nucleación y la iniciación de la corrosión por picadura en la aleación comercial de aluminio CVG-ALCASA 3003 están directamente asociadas a las partículas de segunda fase α .

Los resultados obtenidos en el presente trabajo corroboran investigaciones anteriores realizadas sobre esta misma aleación, en los cuales se determinó que la fase

α -Al(Fe,Mn)Si presenta comportamiento catódico con respecto a la matriz de Al, incrementando la susceptibilidad a la corrosión por picadura en la AA 3003 en medio ambiente salino.

El micromecanismo que da origen al proceso de incubación e iniciación de la corrosión por picadura en la aleación de aluminio AA3003, es el que involucra la formación de micropilas galvánicas matriz/intermetálico.

RECOMENDACIONES

Con la finalidad de proseguir el estudio electroquímico de esta aleación y la influencia de las partículas intermetálicas en el proceso corrosivo, se recomienda:

Estudiar electroquímicamente en intervalos de tiempos más cortos (5 minutos) la transformación de fases $\beta \rightarrow \alpha$, a la temperatura de 500 °C, para deducir ecuaciones matemáticas que identifique la variación de los parámetros electroquímicos con respecto a está.

Realizar un estudio directo a los intermetálicos, aplicando un método de extracción, con la finalidad de construir microelectrodos para determinar su potencial electroquímico y compararlos con el de la matriz de la aleación de aluminio.

Utilizar la metalografía cuantitativa por análisis de imágenes para obtener valores de las fracciones volumétrica de los intermetálicos $\beta(f_\beta)$ y $\alpha(f_\alpha)$.

BIBLIOGRAFÍA

1. Elustondo, J. 1987. El aluminio y sus aleaciones frente a la corrosión. Primera parte: Estabilidad del aluminio. *Corrosión y Protección*, 10: 5-18.
2. Pourbaix, M. 1974. *Atlas of electrochemical equilibria in aqueous solutions*. NACE Cebelcor, Huston.
3. Shimizu, K.; Furneaux, R.; Thompson, G.; Word, G.; Gotoh, A. y Kobayashi, K. 1991. On the nature of “easy paths” for the diffusion of oxygen in thermal oxide films on aluminium, oxidation of aluminium, 35 (5/6): 427-439.
4. Davis, J. 1999. *Corrosion of Aluminium and Aluminium Alloys*. Ohio: American Society for Metals
5. Galvele, José R. 1979. Monografía de Corrosión, Publicada por la Secretaria General de los Estados Americanos.
6. Frankel, G. 1990. The growth of 2-D pits in thin film aluminum. *Corrosion Science*, 30: 1203-1218.
7. Szklarska-Smialowska, Z. 1999. Pitting corrosion of aluminium. *Corrosion Science*, 41: 1743-1755.
8. Thomas, B. 1998. “Aluminium & Environment”. “Aluminium for future generations”. <<http://www.alu-info.dk/Html/alulib/modul/A00100.htm>>. (23/09/2003).
9. Ernst, P. y Newman, R. 2002. Pit growth studies in stainless steel foils. I. Introduction and pit growth kinetics. *Corrosion Science*, 44: 927-941.
10. Leblanc, P. y Frankel, G. 2002. A Study of Corrosion and Pitting Initiation of AA2024-T3 Using Atomic Force Microscopy. *Journal of the Electrochemical Society*, 49 (6): B239-B247.
11. Riley, A.; Wells, D. y Williams D. 1991. Initiation events for pitting corrosion of stainless steel. *Corrosion Science*, 32: 1307-1313.
12. Baroux, B. y Malki, B. 2005. Computer simulation of the corrosion pit growth. *Corrosion Science*, 47: 171-182.

13. Aballe, A.; Bethencourt, M.; Botana, F. y Marcos, M. 2003. Influence of the cathodic intermetallics distribution on the reproducibility of the electrochemical measurements on AA5083 alloy in NaCl solutions. *Corrosion Science*, 45: 161-180.
14. Ives, M. B. 1992. Metallography of pitting corrosion. *Materials Characterization*, 28: 257-267.
15. Seri, O. y Imaizumi, M. 1990. The dissolution of FeAl₃ intermetallic compound and deposition on aluminium in AlCl₃ solution. *Corrosion Science*, 30 (11): 1121-1136.
16. Alexander, D. y Greer, A. 2002. Solid-state intermetallic phase transformations in 3XXX aluminium alloys. *Acta Materialia*, 50: 2571-2583.
17. Chen, S.; Kuijpers, N. y Van der Zwaag, S. 2002. Effect of microsegregation and dislocations on the nucleation kinetics of precipitation in aluminium alloy AA3003. *Materials Science & Engineering*, A341: 296-306.
18. Christian Vargel. 1979. El comportamiento del aluminio y de sus aleaciones. Primera edición. Dunod. Paris.
19. Davis, J. R. 1994. *Aluminum and Aluminum Alloys*. Ohio (USA): American Society for Metals.
20. Baile Puig, Maria Teresa. 2005. Estudio de la Conformación de Componentes Aluminio-Silicio en Estado Semisólido. Trabajo para ascender a la categoría de Doctor. Departamentos de ciencias de los materiales e ingeniería metalúrgica. Universidad politécnica de Cataluña. Barcelona, España.
21. González de Echávarri, Javier Miranda. 2002. “La corrosión metálica, fundamentos”. “GRUPO WWI PROCAT, S. L.” <<http://www.wwiprocat.com/es/introduccion.php>> (24/01/07).
22. Shackelford, James F. y Díaz, Sebastián. 1994. Introducción a la Ciencia de los materiales para ingenieros. 4ª ed. PRENTICE HALL, Madrid, España.
23. Smith, William F.; Martín, Jesús y Larena, Alicia. 1993. Fundamentos de la ciencia e ingeniería de materiales. 2ª ed. PRENTICE HALL HISPANOAMERICANA, MEXICO, MEXICO.
24. Brown, Richard. 2001. “Corrosión y control de la corrosión”. “Departamento de la ingeniería química. Universidad de Rhode Island E.E.U.U.”

<<http://www.egr.uri.edu/che/course/CHE534w/chapter4PittingCorrosion.htm>>(02/03/07).

25. Paredes, S., 2005. Corrosión en medio ambiente salino de la aleación comercial de aluminio CVG-ALCASA 3003 con temple H14, H16 y H18. Trabajo de grado para ascender a la categoría de Magíster Scientiarum. Universidad Nacional Experimental de Guayana, Puerto Ordaz.
26. Fermín, H. E. 1998. Base de Schiff como inhibidores de corrosión para el acero al carbono (SAE 1020) en solución de ácido clorhídrico. Trabajo de pregrado. Departamento de Química, Universidad de Oriente Cumaná.
27. Domínguez J. A. 1987. *Práctica de corrosión*. Segunda edición. ISPJAE. La Habana, Cuba.
28. Rosales, Adalberto y Cardozo, Jacobo. 2003. “Práctica de Laboratorio de corrosión”. Departamento de Ciencia de los Materiales. Laboratorio de Estabilidad de Materiales. Sección de Corrosión. Universidad Simón Bolívar.
29. Sandoval Jiménez, A, Negrete Sanchez J. y Torres Villaseñor G. 2006. Cinética de la transformación de fase $\alpha + \eta \rightarrow \beta$, por microscopía electrónica de transmisión, de una aleación eutectoide Zn-Al solidificada rápidamente. *Revista Mexicana de Física* 52(5): 433–437.
30. Cecil, E. 1991. *Microscopía Electrónica*. Editorial Ediciones Urmo. McGraw-Hill. España.
31. Aballe, M., López Ruiz, J., Badía, J. M. y Adeva P. 1996. *Microscopía Electrónica de Barido y Microanálisis por Rayos X*. Primera edición. Editorial Rueda, S. L. Madrid, España.
32. Goldstein Joseph. 2002. *Scanning Electron Microscopy and X-Ray Microanálisis*. Tercera edición. Textbook Hardcover ISBN: 0306472929. New York E.E.U.U.
33. Hall, T., Anderson, H. y Appliton, T. 1993. The use of thin specimens for X-ray microanalysis in biology. *Journal of the Microscopy*, 99: 177-180.
34. Vaughan, D. 1990. *Energy dispersive X-Ray microanalysis an introduction*. Canada: kevox instruments.

GLOSARIO

Anión: ion que es atraído al ánodo, debido a su carga negativa.

Ánodo: elemento emisor de corriente eléctrica, es el electrodo en el cual ocurre el fenómeno de oxidación.

Catión: ion o átomo cargado positivamente, el cual migra hacia el cátodo.

Cátodo: es el electrodo de una celda electroquímica, en el cual ocurren las reacciones electroquímicas de reducción, en un sistema de protección catódica es la estructura a proteger.

Corrosión: es el proceso de naturaleza electroquímica o química, por medio del cual los metales refinados retornan a formar compuestos (óxidos, hidróxidos, etc.) termodinámicamente estables debido a la interacción con el medio.

Densidad de corriente de corrosión (I_{corr}): es la densidad de corriente de intercambio en la interfase, al potencial de corrosión, entre el metal y la solución electrolítica.

Electrolito: es un medio líquido ó sólido capaz de conducir corriente eléctrica por movimiento de iones, se refiere al terreno o al agua en contacto con un ducto metálico enterrado y/o sumergido.

Electrodo: componente de un circuito eléctrico que conecta el cableado convencional del circuito a un medio conductor como un electrólito o un gas. El electrodo de carga positiva se denomina ánodo y el de carga negativa cátodo.

Electrodo de referencia: es un electrodo no polarizable que tiene un potencial de equilibrio estable y conocido. Es utilizado para medir el potencial contra otros electrodos en una celda electroquímica.

Electrodo de trabajo: es el electrodo donde ocurre las reacciones de interés, por tanto, la reacción que va ser objeto de estudio.

Electrodo auxiliar o contraelectrodo: es un electrodo no polarizable el cuál está acoplado al electrodo de trabajo. Es comúnmente usado en estudios de polarización para hacer pasar corriente desde o hacia un electrodo de prueba (el de trabajo). Generalmente esta hecho de un metal no activo electroquímicamente.

Extrapolación de Tafel: son curvas de logaritmo de densidad de corriente en función del potencial aplicado.

Oxidación: es la pérdida de los electrones de un átomo ó grupo de átomos de un metal, como producto de una reacción química en la que intervienen dos ó más elementos químicos.

Polarización: es el tiempo de retardo ó duración de la reacción electroquímica a la cual existe el intercambio de iones de un elemento metálico a otro en un medio electrolito.

Pendiente de Tafel anódica (β anódica)(β catódica): son las pendientes determinadas en la zona de Tafel, las cuales dan información con respecto a los cambios de interacción en la interfase.

Potencial: es la diferencia de tensión entre una estructura metálica enterrada ó sumergida y un electrodo de referencia en contacto con el electrolito.

Potenciostato: es un dispositivo electrónico o instrumento que mide la tensión entre 2 electrodos de una celda (*electrodo de trabajo y electrodo de referencia*) y aplica la corriente necesaria a un tercer electrodo (*electrodo auxiliar*) para igualar el potencial medido con un potencial de referencia, el cual es generado por el mismo potenciostato, o suministrado por otro equipo, denominado *Generador Piloto*.

Rapidez de corrosión (V_{corr}): es la relación de desgaste del material metálico con respecto al tiempo, expresada generalmente en milímetros por año (mm/año).

Reducción: es la ganancia de electrones de un átomo o grupo de átomos de un metal a otro, como producto de una reacción química en la que interviene dos ó más elementos químicos.

Sobrevoltaje (η): es el potencial aplicado al sistema electroquímico, para sacarlo de equilibrio, ya sea hacia valores negativos y/o positivos. Además, es el voltaje medido con respecto al potencial de corrosión.

APÉNDICE

TABLA A₁. Potencial y densidad de corriente correspondiente a las medidas potenciodinámicas de las muestras tratadas térmicamente a 0, 20, 60 y 90 minutos a la temperatura de 500 °C.

E (V)	i-0 (A)	i-20 (A)	i-40 (A)	i-60 (A)
-0,72	3,20E-06	4,25E-06	4,50E-06	3,40E-06
-0,73	2,75E-06	3,85E-06	3,75E-06	3,00E-06
-0,74	2,35E-06	3,55E-06	3,35E-06	2,80E-06
-0,75	2,15E-06	3,30E-06	3,10E-06	2,60E-06
-0,76	1,85E-06	3,10E-06	2,90E-06	2,45E-06
-0,77	1,40E-06	2,90E-06	2,70E-06	2,25E-06
-0,78	1,15E-06	2,70E-06	2,30E-06	2,10E-06
-0,79	9,00E-07	2,40E-06	2,10E-06	2,00E-06
-0,80	7,50E-07	2,25E-06	1,95E-06	1,90E-06
-0,81	6,00E-07	2,05E-06	1,75E-06	1,80E-06
-0,82	5,00E-07	1,80E-06	1,60E-06	1,70E-06
-0,83	4,00E-07	1,70E-06	1,50E-06	1,65E-06
-0,84	2,00E-07	1,50E-06	1,40E-06	1,55E-06
-0,85	5,00E-08	1,30E-06	1,25E-06	1,50E-06
-0,86	-1,00E-07	1,10E-06	1,10E-06	1,40E-06
-0,87	-2,50E-07	9,50E-07	9,50E-07	1,30E-06
-0,88	-3,50E-07	7,50E-07	8,50E-07	1,25E-06
-0,89	-4,50E-07	5,00E-07	7,50E-07	1,15E-06
-0,90	-5,00E-07	3,00E-07	6,00E-07	1,10E-06
-0,91	-6,00E-07	-5,00E-08	5,00E-07	1,00E-06
-0,92	-6,50E-07	-1,00E-07	3,50E-07	9,50E-07
-0,93	-7,50E-07	-3,50E-07	2,00E-07	8,50E-07
-0,94	-8,50E-07	-5,00E-07	-5,00E-08	8,00E-07
-0,95	-9,50E-07	-7,50E-07	-1,00E-07	7,00E-07
-0,96	-1,05E-06	-1,00E-06	-3,00E-07	6,50E-07
-0,97	-1,15E-06	-1,20E-06	-4,50E-07	6,00E-07
-0,98	-1,30E-06	-1,50E-06	-6,00E-07	5,00E-07
-0,99	-1,40E-06	-1,70E-06	-8,00E-07	4,50E-07
-1,00	-1,55E-06	-2,05E-06	-9,50E-07	3,50E-07
-1,01	-1,70E-06	-2,20E-06	-1,15E-06	2,50E-07
-1,02	-1,80E-06	-2,40E-06	-1,35E-06	1,50E-07
-1,03	-1,95E-06	-2,75E-06	-1,50E-06	-5,00E-08
-1,04	-2,05E-06	-3,00E-06	-1,75E-06	-1,50E-07
-1,05	-2,25E-06	-3,30E-06	-2,00E-06	-2,50E-07

Continuación de la Tabla A₁

E (V)	i-0 (A)	i-20 (A)	i-40 (A)	i-60 (A)
-1,06	-2,35E-06	-3,60E-06	-2,20E-06	-3,00E-07
-1,07	-2,50E-06	-3,85E-06	-2,45E-06	-3,50E-07

-1,08	-2,65E-06	-4,20E-06	-2,65E-06	-5,50E-07
-1,09	-2,85E-06	-4,50E-06	-2,95E-06	-6,50E-07
-1,10	-3,05E-06	-4,80E-06	-3,20E-06	-8,50E-07
-1,11	-3,20E-06	-5,15E-06	-3,65E-06	-9,50E-07
-1,12	-3,50E-06	-5,50E-06	-3,85E-06	-1,15E-06
-1,13	-3,50E-06	-5,85E-06	-4,15E-06	-1,25E-06
-1,14	-3,75E-06	-6,20E-06	-4,50E-06	-1,40E-06
-1,15	-3,90E-06	-6,50E-06	-4,90E-06	-1,60E-06
-1,16	-4,25E-06		-5,25E-06	
-1,17	-4,50E-06		-5,80E-06	
-1,18	-4,85E-06		-6,35E-06	
-1,19	-5,25E-06		-6,90E-06	
-1,20	-5,60E-06		-7,40E-06	
-1,21	-6,00E-06			
-1,22				
-1,23				
-1,24				
-1,25				
-1,26				
-1,27				
-1,28				
-1,29				

TABLA A₂. Potencial y densidad de corriente correspondiente a las medidas potenciodinámicas de las muestras tratadas térmicamente a 90, 120, 150 y 180 minutos a la temperatura de 500 °C.

E (V)	i-90 (A)	i-120 (A)	i-150 (A)	i-180 (A)
-0,72	5,20E-06		4,45E-06	
-0,73	4,90E-06		4,25E-06	
-0,74	4,70E-06	3,55E-06	4,15E-06	
-0,75	4,40E-06	3,40E-06	4,00E-06	
-0,76	4,20E-06	3,25E-06	3,80E-06	

-0,77	4,00E-06	3,00E-06	3,70E-06	
-0,78	3,80E-06	2,80E-06	3,55E-06	
-0,79	3,60E-06	2,65E-06	3,45E-06	
-0,80	3,40E-06	2,50E-06	3,35E-06	
-0,81	3,30E-06	2,35E-06	3,30E-06	6,80E-06
-0,82	3,20E-06	2,30E-06	3,25E-06	6,40E-06
-0,83	3,10E-06	2,25E-06	3,15E-06	6,00E-06
-0,84	3,00E-06	2,20E-06	3,10E-06	5,65E-06
-0,85	2,80E-06	2,15E-06	3,00E-06	5,25E-06
-0,86	2,70E-06	2,05E-06	2,90E-06	4,90E-06
-0,87	2,60E-06	2,00E-06	2,85E-06	4,65E-06
-0,88	2,50E-06	1,95E-06	2,80E-06	4,25E-06
-0,89	2,40E-06	1,85E-06	2,70E-06	3,95E-06
-0,90	2,30E-06	1,75E-06	2,65E-06	3,55E-06
-0,91	2,10E-06	1,70E-06	2,55E-06	3,35E-06
-0,92	2,00E-06	1,65E-06	2,45E-06	3,05E-06
-0,93	1,90E-06	1,50E-06	2,40E-06	2,75E-06
-0,94	1,70E-06	1,40E-06	2,35E-06	2,55E-06
-0,95	1,60E-06	1,35E-06	2,30E-06	2,25E-06
-0,96	1,50E-06	1,15E-06	2,25E-06	2,10E-06
-0,97	1,40E-06	1,05E-06	2,15E-06	1,95E-06
-0,98	1,30E-06	9,60E-07	2,10E-06	1,85E-06
-0,99	1,10E-06	8,00E-07	2,05E-06	1,65E-06
-1,00	1,00E-06	7,00E-07	1,95E-06	1,50E-06
-1,01	9,00E-07	5,00E-07	1,90E-06	1,35E-06
-1,02	8,00E-07	4,00E-07	1,80E-06	1,20E-06
-1,03	6,00E-07	3,00E-07	1,70E-06	1,05E-06
-1,04	4,00E-07	-5,00E-08	1,60E-06	9,50E-07
-1,05	3,00E-07	-1,50E-07	1,50E-06	8,00E-07
-1,06	5,00E-08	-3,50E-07	1,40E-06	6,50E-07
-1,07	-2,00E-07	-5,00E-07	1,25E-06	4,50E-07
-1,08	-4,00E-07	-7,00E-07	1,05E-06	3,00E-07

Continuación de la Tabla A₂

E (V)	i-90 (A)	i-120 (A)	i-150 (A)	i-180 (A)
-1,09	-6,00E-07	-9,50E-07	9,00E-07	2,00E-07
-1,10	-8,00E-07	-1,10E-06	7,00E-07	5,00E-08
-1,11	-1,00E-06	-1,35E-06	5,00E-07	1,50E-07
-1,12	-1,20E-06	-1,50E-06	2,00E-07	2,50E-07
-1,13	-1,40E-06	-1,70E-06	-5,00E-08	4,00E-07
-1,14	-1,60E-06	-1,90E-06	-4,00E-07	6,00E-07
-1,15	-1,80E-06	-2,15E-06	-7,00E-07	7,50E-07
-1,16	-2,20E-06	-2,46E-06	-1,05E-06	9,00E-07
-1,17	-2,50E-06	-2,74E-06	-1,45E-06	1,10E-06
-1,18	-2,90E-06	-3,08E-06	-1,90E-06	1,25E-06
-1,19	-3,20E-06	-3,50E-06	-2,25E-06	1,35E-06

-1,20	-3,60E-06	-4,00E-06	-3,15E-06	1,60E-06
-1,21	-3,90E-06	-4,50E-06	-3,80E-06	1,75E-06
-1,22	-4,40E-06	-5,00E-06	-4,55E-06	2,00E-06
-1,23	-4,90E-06	-5,70E-06		2,20E-06
-1,24	-5,50E-06			2,35E-06
-1,25	-6,00E-06			2,60E-06
-1,26	-6,50E-06			2,80E-06
-1,27				3,10E-06
-1,28				3,35E-06
-1,29				3,55E-06
-1,30				3,90E-06
-1,31				4,15E-06
-1,32				4,50E-06

TABLA A₃. Potencial y logaritmo natural del valor absoluto de la densidad de corriente para la obtención de las curvas de Tafel, correspondiente a las medidas potenciodinámicas de las muestras tratadas térmicamente a 0, 20, 40 y 60 minutos a la temperatura de 500 °C.

E (V)	Ln (li-0l)	Ln (li-20l)	Ln (li-40l)	Ln (li-60l)
-0,72	-12,65236	-12,36859	-12,31143	-12,59174
-0,73	-12,80391	-12,46744	-12,49375	-12,71690
-0,74	-12,96110	-12,54856	-12,60655	-12,78589
-0,75	-13,05004	-12,62159	-12,68411	-12,86000
-0,76	-13,20032	-12,68411	-12,7508	-12,91942
-0,77	-13,47904	-12,75080	-12,82226	-13,00458
-0,78	-13,67575	-12,82226	-12,98260	-13,07357
-0,79	-13,92087	-12,94004	-13,07357	-13,12236
-0,80	-14,10319	-13,00458	-13,14768	-13,17366
-0,81	-14,32634	-13,09767	-13,25589	-13,22772
-0,82	-14,50866	-13,22772	-13,34551	-13,28488
-0,83	-14,73180	-13,28488	-13,41005	-13,31474
-0,84	-15,42495	-13,41005	-13,47904	-13,37726

-0,85	-16,81124	-13,55315	-13,59237	-13,41005
-0,86	-16,11810	-13,72020	-13,72020	-13,47904
-0,87	-15,20180	-13,86680	-13,86680	-13,55315
-0,88	-14,86533	-14,10319	-13,97803	-13,59237
-0,89	-14,61402	-14,50866	-14,10319	-13,67575
-0,90	-14,50866	-15,01948	-14,32634	-13,72020
-0,91	-14,32634	-16,81124	-14,50866	-13,81551
-0,92	-14,24629	-16,11810	-14,86533	-13,86680
-0,93	-14,10319	-14,86533	-15,42495	-13,97803
-0,94	-13,97803	-14,50866	-16,81124	-14,03865
-0,95	-13,86680	-14,10319	-16,11810	-14,17219
-0,96	-13,76672	-13,81551	-15,01948	-14,24629
-0,97	-13,67575	-13,63319	-14,61402	-14,32634
-0,98	-13,55315	-13,41005	-14,32634	-14,50866
-0,99	-13,47904	-13,28488	-14,03865	-14,61402
-1,00	-13,37726	-13,09767	-13,86680	-14,86533
-1,01	-13,28488	-13,02705	-13,67575	-15,20180
-1,02	-13,22772	-12,94004	-13,51541	-15,71263
-1,03	-13,14768	-12,80391	-13,41005	-16,81124
-1,04	-13,09767	-12,71690	-13,25589	-15,71263
-1,05	-13,00458	-12,62159	-13,12236	-15,20180
-1,06	-12,96110	-12,53458	-13,02705	-15,01948
-1,07	-12,89922	-12,46744	-12,91942	-14,86533

Continuación de la Tabla A₃

E(V)	Ln(li-0l)	Ln(li-20l)	Ln(li-40l)	Ln(li-60l)
-1,08	-12,84095	-12,38043	-12,84095	-14,41335
-1,09	-12,76819	-12,31143	-12,73371	-14,24629
-1,10	-12,70037	-12,24689	-12,65236	-13,97803
-1,11	-12,65236	-12,17651	-12,52078	-13,86680
-1,12	-12,56275	-12,11076	-12,46744	-13,67575
-1,13	-12,56275	-12,04907	-12,39240	-13,59237
-1,14	-12,49375	-11,99096	-12,31143	-13,47904
-1,15	-12,45453	-11,94371	-12,22628	-13,34551
-1,16	-12,36859		-12,15728	
-1,17	-12,31143		-12,05765	
-1,18	-12,23653		-11,96706	
-1,19	-12,15728		-11,88399	
-1,20	-12,09274		-11,81403	
-1,21	-12,02375			

TABLA A₄. Potencial y logaritmo natural del valor absoluto de la densidad de corriente para la obtención de las curvas de Tafel, correspondiente a las medidas potenciodinámicas de las muestras tratadas térmicamente a 90, 120, 150 y 180 minutos a la temperatura de 500 °C.

E(V)	Ln(li-90l)	Ln(li-120l)	Ln(li-150l)	Ln(li-180l)
-0,72	-12,16685		-12,32261	
-0,73	-12,22628		-12,36859	
-0,74	-12,26795	-12,54856	-12,3924	
-0,75	-12,33391	-12,59174	-12,42922	
-0,76	-12,38043	-12,63686	-12,48051	
-0,77	-12,42922	-12,71690	-12,50718	
-0,78	-12,48051	-12,78589	-12,54856	
-0,79	-12,53458	-12,84095	-12,57714	
-0,80	-12,59174	-12,89922	-12,60655	
-0,81	-12,62159	-12,96110	-12,62159	-11,89859
-0,82	-12,65236	-12,98260	-12,63686	-11,95921
-0,83	-12,68411	-13,00458	-12,66811	-12,02375
-0,84	-12,71690	-13,02705	-12,68411	-12,08386
-0,85	-12,78589	-13,05004	-12,71690	-12,15728
-0,86	-12,82226	-13,09767	-12,75080	-12,22628
-0,87	-12,86000	-13,12236	-12,76819	-12,27864

Continuación de la Tabla A₄

E(V)	Ln(li-90l)	Ln(li-120l)	Ln(li-150l)	Ln(li-180l)
-0,88	-12,89922	-13,14768	-12,78589	-12,36859
-0,89	-12,94004	-13,20032	-12,82226	-12,44179
-0,90	-12,98260	-13,25589	-12,84095	-12,54856
-0,91	-13,07357	-13,28488	-12,87942	-12,60655
-0,92	-13,12236	-13,31474	-12,91942	-12,70037
-0,93	-13,17366	-13,41005	-12,94004	-12,80391
-0,94	-13,28488	-13,47904	-12,96110	-12,87942
-0,95	-13,34551	-13,51541	-12,98260	-13,00458
-0,96	-13,41005	-13,67575	-13,00458	-13,07357
-0,97	-13,47904	-13,76672	-13,05004	-13,14768
-0,98	-13,55315	-13,85633	-13,07357	-13,20032
-0,99	-13,72020	-14,03865	-13,09767	-13,31474
-1,00	-13,81551	-14,17219	-13,14768	-13,41005
-1,01	-13,92087	-14,50866	-13,17366	-13,51541
-1,02	-14,03865	-14,73180	-13,22772	-13,63319
-1,03	-14,32634	-15,01948	-13,28488	-13,76672
-1,04	-14,73180	-16,81124	-13,34551	-13,86680
-1,05	-15,01948	-15,71263	-13,41005	-14,03865
-1,06	-16,81124	-14,86533	-13,47904	-14,24629
-1,07	-15,42495	-14,50866	-13,59237	-14,61402
-1,08	-14,73180	-14,17219	-13,76672	-15,01948
-1,09	-14,32634	-13,86680	-13,92087	-15,42495
-1,10	-14,03865	-13,72020	-14,17219	-16,81124
-1,11	-13,81551	-13,51541	-14,50866	-15,71263
-1,12	-13,63319	-13,41005	-15,42495	-15,20180

-1,13	-13,47904	-13,28488	-16,81124	-14,73180
-1,14	-13,34551	-13,17366	-14,73180	-14,32634
-1,15	-13,22772	-13,05004	-14,17219	-14,10319
-1,16	-13,02705	-12,91535	-13,76672	-13,92087
-1,17	-12,89922	-12,80755	-13,44395	-13,72020
-1,18	-12,75080	-12,69058	-13,17366	-13,59237
-1,19	-12,65236	-12,56275	-13,00458	-13,51541
-1,20	-12,53458	-12,42922	-12,66811	-13,34551
-1,21	-12,45453	-12,31143	-12,48051	-13,25589
-1,22	-12,33391	-12,20607	-12,30038	-13,12236
-1,23	-12,22628	-12,07504	-12,14780	-13,02705
-1,24	-12,11076			-12,96110
-1,25	-12,02375			-12,86000
-1,26	-11,94371			-12,78589

Continuación de la Tabla A₄

E(V)	Ln(li-90l)	Ln(li-120l)	Ln(li-150l)	Ln(li-180l)
-1,27				-12,68411
-1,28				-12,60655
-1,29				-12,54856
-1,30				-12,45453
-1,31				-12,39240
-1,32				-12,31143

TABLA A₅. Potenciales a circuito abierto, correspondiente a las medidas de las muestras tratadas térmicamente a 90, 120, 150 y 180 minutos a la temperatura de 500 °C.

Tiempo (min)	E-0(V)	E-20(V)	E-40(V)	E-60(V)
0,0	0,70572	0,70552	0,71002	0,71530
0,5	0,72488	0,71333	0,72366	0,72999
1,0	0,72607	0,72501	0,73564	0,73352
1,5	0,73174	0,73415	0,73333	0,73238
2,0	0,73579	0,73517	0,72960	0,73703
2,5	0,73544	0,74036	0,73258	0,73751
3,0	0,73174	0,74115	0,73965	0,73841
3,5	0,72988	0,73830	0,72956	0,73574
4,0	0,72777	0,73530	0,73650	0,72611
4,5	0,73846	0,74257	0,74099	0,73744
5,0	0,73264	0,75930	0,74122	0,73569
5,5	0,74554	0,74099	0,73988	0,74046
6,0	0,73758	0,73857	0,74111	0,73551
6,5	0,73615	0,72858	0,74235	0,74180
7,0	0,74229	0,72613	0,74658	0,73961
7,5	0,73888	0,72068	0,73857	0,73736

8,0	0,74425	0,72318	0,74682	0,74254
8,5	0,73951	0,73255	0,75231	0,74456
9,0	0,73424	0,72327	0,74566	0,74249
9,5	0,73995	0,72939	0,75147	0,74485
10,0	0,74729	0,72540	0,74025	0,74719
10,5	0,73951	0,72970	0,73753	0,74516
11,0	0,74060	0,73773	0,74234	0,74413
11,5	0,73713	0,73478	0,74555	0,74312
12,0	0,74116	0,72998	0,74652	0,74069

Continuación de la Tabla A₅

Tiempo (min)	E-0(V)	E-20(V)	E-40(V)	E-60(V)
12,5	0,75106	0,73530	0,74852	0,73699
13,0	0,74079	0,73268	0,75236	0,73973
13,5	0,74068	0,73340	0,75615	0,74442
14,0	0,74691	0,73670	0,74562	0,74383
14,5	0,74366	0,73358	0,74972	0,74628
15,0	0,74650	0,73290	0,75290	0,74757
15,5	0,74225	0,73310	0,74862	0,74529
16,0	0,74167	0,73970	0,74754	0,74015
16,5	0,73817	0,73303	0,74852	0,74340
17,0	0,74133	0,73988	0,74159	0,74099
17,5	0,73999	0,73756	0,73850	0,74277
18,0	0,74315	0,74059	0,74268	0,75086
18,5	0,74735	0,74176	0,74523	0,74775
19,0	0,74455	0,74041	0,74562	0,75060
19,5	0,74315	0,73558	0,74285	0,75102
20,0	0,74435	0,73575	0,74895	0,74974
20,5	0,74555	0,73990	0,75684	0,74895
21,0	0,74132	0,73942	0,74560	0,74641
21,5	0,74789	0,74030	0,75012	0,74515
22,0	0,74872	0,73840	0,75320	0,74217
22,5	0,74643	0,74225	0,75526	0,74618
23,0	0,74619	0,73873	0,75124	0,74268
23,5	0,74815	0,74385	0,75258	0,74337
24,0	0,74779	0,74204	0,75357	0,74969
24,5	0,74315	0,74258	0,75286	0,74992
25,0	0,74152	0,74327	0,75148	0,74789
25,5	0,74246	0,74414	0,75300	0,74838
26,0	0,74399	0,74416	0,75240	0,74536
26,5	0,74315	0,74625	0,74899	0,74915
27,0	0,74555	0,74424	0,74852	0,74795
27,5	0,74715	0,74015	0,74998	0,75055
28,0	0,74427	0,74302	0,75235	0,74675
28,5	0,74600	0,74502	0,75423	0,73995
29,0	0,74187	0,74707	0,75124	0,74313

29,5	0,74939	0,75030	0,75412	0,74470
30,0	0,74830	0,75088	0,75652	0,73990
35,0	0,75615	0,75115	0,75123	0,74963
40,0	0,75668	0,75658	0,75456	0,75329
45,0	0,76120	0,75590	0,75235	0,74972
50,0	0,76225	0,75398	0,75423	0,75465

Continuación de la Tabla A₅

Tiempo (min)	E-0(V)	E-20(V)	E-40(V)	E-60(V)
55,0	0,75300	0,75492	0,75632	0,75200
60,0	0,76190	0,75297	0,75821	0,75512
65,0	0,75763	0,75850	0,76423	0,74763
70,0	0,74193	0,75570	0,75989	0,74675
75,0	0,74314	0,75777	0,76123	0,74860
80,0	0,74379	0,75953	0,76245	0,74114
85,0	0,74972	0,75490	0,75899	0,74480
90,0	0,75190	0,75786	0,75869	0,74366
95,0	0,75916	0,76018	0,75897	0,74636
100,0	0,75415	0,76536	0,76023	0,74761
105,0	0,74809	0,76415	0,76103	0,75527
110,0	0,74550	0,76366	0,76423	0,76041
115,0	0,73999	0,76615	0,76258	0,76098
120,0	0,75630	0,76140	0,74985	0,76496
125,0	0,76575	0,76010	0,75456	0,76726
140,0	0,75444	0,76628	0,76123	0,78215
145,0	0,74915	0,76091	0,76159	0,78760
150,0	0,74999	0,76245	0,75258	0,79029
155,0	0,74915	0,76515	0,76143	0,78890
160,0	0,74670	0,76315	0,76245	0,78603
165,0	0,74530	0,76099	0,75973	0,78970
170,0	0,74673	0,76558	0,75824	0,79171
175,0	0,74420	0,75824	0,75684	0,79158
180,0	0,74753	0,76013	0,75297	0,79101
185,0	0,74939	0,76131	0,75659	0,79098
190,0	0,75001	0,76255	0,76256	0,79038
195,0	0,75111	0,75989	0,76315	0,79290
200,0	0,75190	0,75800	0,75988	0,79511
210,0	0,75500	0,76762	0,76257	0,79649
220,0	0,75890	0,76515	0,76115	0,79565
230,0	0,75960	0,76222	0,76263	0,80050
240,0	0,76001	0,76157	0,76348	0,80257
250,0	0,75999	0,75999	0,76364	0,80320
260,0	0,76099	0,76512	0,76249	0,80100
270,0	0,75867	0,76317	0,76228	0,79916

TABLA A₆. Potenciales a circuito abierto, correspondiente a las medidas de las muestras tratadas a 90, 120, 150 y 180 minutos a la temperatura de 500 °C.

Tiempo (min)	E-90 (V)	E-120 (V)	E-150 (V)	E-180 (V)
0,0	0,72562	0,72010	0,71375	0,70553
0,5	0,70685	0,72720	0,71215	0,71184
1,0	0,72608	0,72436	0,70941	0,72212
1,5	0,71324	0,73501	0,70951	0,71915
2,0	0,70750	0,73064	0,71408	0,71588
2,5	0,72339	0,72408	0,71391	0,71600
3,0	0,72277	0,73099	0,70571	0,71863
3,5	0,73360	0,72743	0,72315	0,72815
4,0	0,73700	0,73415	0,73429	0,72529
4,5	0,71952	0,72837	0,72893	0,73403
5,0	0,71641	0,72707	0,72873	0,74204
5,5	0,72151	0,72973	0,73636	0,76504
6,0	0,73400	0,73290	0,74273	0,76717
6,5	0,73370	0,73473	0,73763	0,76708
7,0	0,73990	0,73930	0,72397	0,76224
7,5	0,74000	0,73370	0,72595	0,77402
8,0	0,74220	0,73530	0,72590	0,77739
8,5	0,75000	0,73530	0,72583	0,76630
9,0	0,74555	0,72957	0,72897	0,77066
9,5	0,75418	0,73051	0,73629	0,77065
10,0	0,75143	0,72802	0,73218	0,78150
10,5	0,74601	0,73730	0,73309	0,77052
11,0	0,75740	0,73573	0,73910	0,78615
11,5	0,75626	0,73345	0,73958	0,78752
12,0	0,75437	0,73116	0,73948	0,77724
12,5	0,75990	0,73320	0,74126	0,78825
13,0	0,76235	0,73125	0,74602	0,78430
13,5	0,76905	0,73102	0,74052	0,78724
14,0	0,76058	0,73415	0,74066	0,78125
14,5	0,75166	0,72930	0,74405	0,77948
15,0	0,73317	0,73512	0,74900	0,78715
15,5	0,74382	0,73900	0,75083	0,78877
16,0	0,74895	0,74003	0,76825	0,78616
16,5	0,75564	0,73930	0,77100	0,78322
17,0	0,75441	0,73467	0,78663	0,78787
17,5	0,75335	0,74515	0,79465	0,78454
18,0	0,74216	0,74815	0,78215	0,77999
18,5	0,73874	0,74090	0,78917	0,77523

Continuación de la Tabla A₆

Tiempo (min)	E-90 (V)	E-120 (V)	E-150 (V)	E-180 (V)
---------------------	-----------------	------------------	------------------	------------------

19,0	0,74378	0,74852	0,80566	0,77105
19,5	0,75115	0,74607	0,80469	0,78798
20,0	0,75187	0,74019	0,80600	0,77912
20,5	0,74856	0,74815	0,81421	0,77713
21,0	0,74653	0,73915	0,81000	0,78186
21,5	0,74637	0,74910	0,80729	0,77788
22,0	0,75249	0,75750	0,81542	0,78453
22,5	0,75436	0,75272	0,81280	0,78419
23,0	0,75345	0,74039	0,81107	0,78725
23,5	0,75780	0,74515	0,80287	0,78720
24,0	0,75125	0,74851	0,81090	0,78524
24,5	0,74934	0,75225	0,80383	0,77949
25,0	0,75130	0,74999	0,80046	0,78099
25,5	0,75213	0,74640	0,80463	0,77527
26,0	0,74707	0,74940	0,80757	0,77904
26,5	0,75015	0,74730	0,81231	0,77776
27,0	0,75148	0,74075	0,81172	0,77869
27,5	0,75213	0,74115	0,81459	0,77729
28,0	0,75120	0,74888	0,80678	0,78115
28,5	0,75127	0,74615	0,80575	0,78223
29,0	0,75000	0,74995	0,80290	0,77814
29,5	0,74677	0,74730	0,80826	0,77725
30,0	0,74990	0,74506	0,81315	0,77765
35,0	0,75427	0,74007	0,80428	0,77784
40,0	0,75806	0,74044	0,80669	0,78204
45,0	0,75925	0,74901	0,81680	0,78994
50,0	0,76837	0,74961	0,82209	0,79136
55,0	0,76637	0,75462	0,82155	0,80621
60,0	0,77116	0,74916	0,84277	0,81505
65,0	0,77880	0,74947	0,85209	0,82499
70,0	0,78006	0,75379	0,84670	0,86346
75,0	0,78774	0,74999	0,84191	0,89546
80,0	0,79853	0,74818	0,84070	0,90580
85,0	0,80300	0,75245	0,8476	0,89565
90,0	0,82097	0,75366	0,85787	0,89772
95,0	0,83330	0,76300	0,86940	0,89283
100,0	0,83766	0,77400	0,87099	0,89269
105,0	0,83899	0,77900	0,87590	0,88881
110,0	0,83900	0,78700	0,88112	0,87836
115,0	0,84070	0,79651	0,88842	0,87631

Continuación de la Tabla A₆

Tiempo (min)	E-90 (V)	E-120 (V)	E-150 (V)	E-180 (V)
120,0	0,85228	0,79763	0,90110	0,87287
125,0	0,85137	0,80080	0,88999	0,87228
130,0	0,84876	0,80951	0,90810	0,87310

135,0	0,84225	0,81204	0,90383	0,87488
140,0	0,84478	0,81326	0,89586	0,87584
145,0	0,84232	0,84295	0,88985	0,87188
150,0	0,84344	0,84904	0,88990	0,87215
155,0	0,84122	0,85686	0,87685	0,88202
160,0	0,83840	0,85639	0,88733	0,88641
165,0	0,84530	0,85987	0,87119	0,88800
170,0	0,84355	0,85800	0,87930	0,87999
175,0	0,84115	0,85344	0,86340	0,88512
180,0	0,85333	0,84196	0,85000	0,88670
185,0	0,84315	0,83071	0,86958	0,88415
190,0	0,84421	0,84280	0,87123	0,88810
195,0	0,83874	0,84300	0,85632	0,88714
200,0	0,84612	0,84530	0,87654	0,88615
210,0	0,85320	0,85023	0,84908	0,88744
220,0	0,84690	0,84930	0,86390	0,88155
230,0	0,84111	0,84562	0,86458	0,88670
240,0	0,84253	0,84630	0,87315	0,88598
250,0	0,84351	0,85210	0,86588	0,88780
260,0	0,84125	0,85358	0,87254	0,88690
270,0	0,84223	0,84999	0,86288	0,88633

TABLA A7. Estadística de la determinación de la fracción de las partículas α , en las muestras sin tratar térmicamente (M-0) a 500 °C.

Campo	Fracción de α	Media	Desviación estándar
1	0,1		
2	0,3		
3	0,0		
4	0,2		
5	0,4	0,2	0,11
6	0,3		
7	0,2		
8	0,1		
9	0,2		
10	0,2		

TABLA A8. Estadística de la determinación de la fracción de las partículas α , en las muestras tratada térmicamente a 500 °C por 60 min (M-60).

Campo	Fracción de α	Media	Desviación estándar
1	0,1		
2	0,2		
3	0,2		
4	0,4		
5	0,2	0,25	0,11
6	0,4		

7	0,1
8	0,2
9	0,3
10	0,4

TABLA A₉. Estadística de la determinación de la fracción de las partículas α , en las muestras tratada térmicamente a 500 °C por 120 min (M-120).

Campo	Fracción de α	Media	Desviación estándar
1	0,4		
2	0,4		
3	0,4		
4	0,5		
5	0,4	0,47	0,08
6	0,4		
7	0,6		
8	0,5		
9	0,5		
10	0,6		

TABLA A₁₀. Estadística de la determinación de la fracción de las partículas α , en las muestras tratada térmicamente a 500 °C por 180 min (M-180).

Campo	Fracción de α	Media	Desviación estándar
1	0,4		
2	0,7		
3	0,5		
4	0,5		
5	0,8	0,57	0,13
6	0,5		
7	0,7		
8	0,6		
9	0,6		
10	0,4		

Hoja de Metadatos

Hoja de Metadatos para Tesis y Trabajos de Ascenso – 1/5

Título	<i>MICROMECHANISMOS ASOCIADOS CON PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE EN EL PROCESO DE INCUBACIÓN E INICIACIÓN DE LA CORROSIÓN POR PICADURA EN LA ALEACIÓN COMERCIAL DE ALUMINIO CVG-ALCASA 3003</i>
---------------	---

Autor

Apellidos y Nombres	Código CVLAC / e-mail	
<i>Ramírez Figuera, Edgar José</i>	CVLAC	<i>14174742</i>
	e-mail	<i>ramirezfiguera@yahoo.es</i>
	e-mail	<i>Kenneth1576@hotmail.com</i>

Palabras o frases claves:

<i>Aleación de aluminio 3003</i>
<i>Tratamiento térmico</i>
<i>Fracción transformada</i>
<i>Corrosión por picadura</i>

Hoja de Metadatos para Tesis y Trabajos de Ascenso – 2/5

Líneas y sublíneas de investigación:

Área	Subárea
Ciencias básicas	Química

Resumen (abstract): *En este trabajo se estudió algunos de los micromecanismos asociados con partículas de segunda fase [β -(Al-Fe-Mn) y α -(Al-Fe-Mn-Si)], los cuales dan origen al proceso de incubación, iniciación y desarrollo de la corrosión por picaduras en la aleación comercial de aluminio CVG-ALCASA 3003 laminada en frío, con temple H16. Para el logro de tal objetivo se realizó un análisis morfológico y puntual (Análisis MEB-EDS) de la superficie y de las partículas presentes en la aleación. Estos estudios permitieron corroborar la presencia de los dos tipos de intermetálicos, donde se pudo observar una alta densidad de partículas con diferentes formas y tamaños. Además se modificaron las fracciones de las partículas intermetálicas a través de tratamientos térmicos a 500 °C para distintos tiempos de exposición, confirmando la variación de la fracción de los dos tipos de partículas, a través de un estudio metalográfico y se realizó estudios electroquímico (medidas de polarización anódica y potencioestática) que demostraron que a medida que aumenta el tiempo de exposición de la AA3003 a esta temperatura, el potencial de picadura y el potencial de corrosión se desplazan a la región más negativa y la rapidez de corrosión aumenta, observándose una gran dependencia de estos parámetros con las fracciones de α encontrada, con lo que se comprueba que la aleación 3003 disminuye su resistencia a la corrosión por picadura, a medida que se incrementa la transformación de fase $\beta \rightarrow \alpha$, lo cual hace suponer que esta transformación aumenta la actividad de la pila galvánica intermetálicos-matriz de aluminio.*

Hoja de Metadatos para Tesis y Trabajos de Ascenso – 3/5

Contribuidores:

Apellidos y Nombres	ROL / Código CVLAC / e-mail				
<i>Hidalgo-Prada, Benjamín</i>	ROL	CA <input type="checkbox"/>	AS <input checked="" type="checkbox"/>	TU <input type="checkbox"/>	JU <input type="checkbox"/>
	CVLAC				
	e-mail	<i>bhidalgo@sucre.udo.edu.ve</i>			
<i>Pérez, Francisco</i>	ROL	CA <input type="checkbox"/>	AS <input checked="" type="checkbox"/>	TU <input type="checkbox"/>	JU <input type="checkbox"/>
	CVLAC				
	e-mail				
<i>Figueroa, Yelitzá</i>	ROL	CA <input type="checkbox"/>	AS <input type="checkbox"/>	TU <input type="checkbox"/>	JU <input checked="" type="checkbox"/>
	CVLAC				
	e-mail				
<i>Luiggi, Ney</i>	ROL	CA <input type="checkbox"/>	AS <input type="checkbox"/>	TU <input type="checkbox"/>	JU <input checked="" type="checkbox"/>
	CVLAC				
	e-mail				

Fecha de discusión y aprobación:

Año Mes Día

2008	05	26
------	----	----

Lenguaje: SPA

Hoja de Metadatos para Tesis y Trabajos de Ascenso – 4/5

Archivo(s):

Nombre de archivo	Tipo MIME
Tesis_edgarjramirezf	

Título o Grado asociado con el trabajo:

Licenciado en Química

Nivel Asociado con el Trabajo:

Licenciatura

Área de Estudio:

Química

Institución(es) que garantiza(n) el Título o grado:

Universidad de Oriente – Núcleo de Sucre

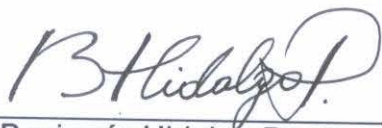
Hoja de Metadatos para Tesis y Trabajos de Ascenso – 5/5

Derechos:

Yo Edgar José Ramírez Figuera, autor de la tesis de grado titulada: *Micromecanismos asociados con partículas de segunda fase en el proceso de incubación e iniciación de la corrosión por picadura en la aleación comercial de aluminio CVG-ALCASA 3003*, autorizo la publicación del título y resumen de este trabajo.



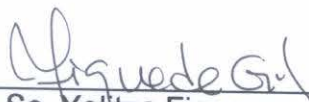
Br. Edgar José Ramírez Figuera
AUTOR



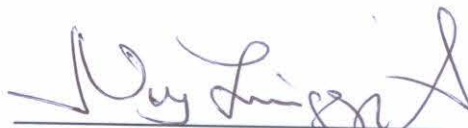
Dr. Benjamín Hidalgo-Prada
TUTOR



M.Sc. Francisco Pérez
CO-TUTOR

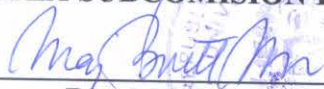


M.Sc. Yelitza Figueroa
JURADO 1



Dr. Ney Luiggi
JURADO 2

POR LA SUBCOMISIÓN DE TESIS:



Dra. Maj Britt Mostue



